

lv.

23894

M

POLITECHNIKA SZCZECIŃSKA
WYDZIAŁ MECHANICZNY
INSTYTUT INŻYNIERII MATERIALOWEJ
ZAKŁAD METALoznawstwa I ODLEwnICTWA

mgr inż. Andrzej Drodlew

PRACA DOKTORSKA

WSPISANIE WZROSTU WATTKA DO OPISU ZUŻYCIA ABRAZYJNEGO
WYKONANE W STALACH TYPU Fe-Cr-C W TEMPERATURZE 450°C

Promotor
Prof. dr hab. inż. Mirosław Wysocki

SZCZECIŃ 1999

POLITECHNIKA SZCZECIŃSKA

WYDZIAŁ MECHANICZNY
INSTYTUT INŻYNIERII MATERIAŁOWEJ
ZAKŁAD METALOZNAWSTWA I ODLEWNICTWA

	Str.
Wstęp	3
1. Nazewnictwo	4
2. Mechanizmy zużycia	6
3. Główne kierunki współczesnych badań odporności na ścieranie	9
4. Matematyczny opis zużycia materiałów	21
4.1. Ogólny przegląd modeli zużycia strumieniem ścierniwa	21
4.2. Teoria Bitter'a i jej stosowanie	24
5. Analiza przebiegu korozji	25
6. Cechy pracy	31
7. Badania własne	33
7.1. Dobór materiałów i skład chemiczny badanych stopów	33
7.2. Analiza termiczna - dynamiczna (ATD)	36
7.3. Badania dynamiczne	37
7.4. Analiza	37
7.5. Analiza	39
7.6. Mierniki	43
7.7. Mierniki	44
7.8. Mierniki	50
PRACA DOKTORSKA	
ZASTOSOWANIE TEORII BITTER'A DO OPISU ZUŻYCIA ABRAZYJNEGO FERRYTYCZNYCH STOPÓW TYPU Fe - Cr - C W TEMPERATURZE 450° C	
7.1.1. ...	53
7.1.2. ...	54
7.1.3. ...	58
7.1.4. Wyniki badań zużycia ściernego	60
8. Opracowanie wyników badań	69
8.1. Wykorzystanie informacji Bitter'a do opisu wyników badań	69
8.1.1. Określenie stałych materiałowych i energetycznych zużycia	69
8.1.2. Wyznaczenie parametrów Bitter'a jako funkcji składu chemicznego stopów oraz fazowych cech struktury	70
8.1.3. Ocena błędów procedury	77
8.2. Zastosowanie równań regresji do opisu wyników badań	77
8.3. Wyniki zastosowania opracowanej procedury postępowania	79
9. Analiza możliwości poprawy odporności na zużycie zaworowywek stalowych	81
10. Podsumowanie	98
11. Bibliografia	99
12. Spis literatury	107
13. Załączniki	109
14. Załącznik nr 1 - właściwości stopów	109
15. Załącznik nr 2 - dane techniczne	124

Promotor
Prof. dr hab. inż. Mieczysław Wysiecki

PD-1400

669.018.25 : 620.178.16 : 620.18(043.3)

POLITECHNIKA SZCZECIŃSKA
WYDZIAŁ MECHANICZNY
TYTUŁ INŻYNIERII MATERIAŁOWEJ
METALOGNAWSTWA I ODLEWNICTWA



M. 23594

mgr inż. Andrzej Drobek

M

Biblioteka Główna
Politechniki Szczecińskiej

M. 23594



007-023594-00-0

YCIA ABRASYWNEGO
MPERATURZE 450°C

ZASTO
FERRY

Prof. dr hab. inż. Mieczysław Wysocki

SZCZECIN 1999

D. 392/99

	Str.
Wstęp	3
1. Nazewnictwo	4
2. Mechanizmy zużycia	6
3. Główne kierunki współczesnych badań odporności na ścieranie	9
4. Matematyczny opis zużycia materiałów	21
4.1 Ogólny przegląd modeli zużycia strumieniem ścierniwa	21
4.2 Teoria Bitter'a i jej modyfikacje	24
5. Analiza przeglądu literatury	28
6. Cel i tezy pracy	31
7. Badania własne	33
7.1 Dobór materiału i skład chemiczny badanych stopów	33
7.2 Analiza termiczno - deriwacyjna (ATD)	36
7.3 Badania dylatometryczne	37
7.4 Analiza metalograficzna	37
7.5 Analiza rentgenostrukturalna	39
7.6 Mikroanaliza rentgenowska	43
7.7 Metalografia ilościowa	44
7.8 Pomiar gęstości materiałów	50
7.9 Pomiary twardości	50
7.10 Właściwości sprężyste stopów	51
7.11 Pomiary zużycia ściernego	53
7.11.1 Budowa i zasada działania stanowiska do pomiaru zużycia strumieniem ścierniwa w podwyższonych temperaturach	54
7.11.2 Testowanie stanowiska	58
7.11.3 Wyniki badań zużycia ściernego	60
8. Opracowanie wyników badań	69
8.1 Wykorzystanie zależności Bitter'a do opisu wyników badań	69
8.1.1 Określenie stałych materiałowych i energetycznych zużycia	69
8.1.2 Wyznaczenie parametrów Bitter'a jako funkcji składu chemicznego stopów, oraz ilościowych cech struktury	70
8.1.3 Określenie błędu procedury	77
8.2 Zastosowanie równań regresji do opisu wyników badań	77
8.3 Warianty zastosowań opracowanej procedury postępowania	79
9. Analiza możliwości poprawy odporności na zużycie zawirowywacza mieszaniny powietrzno -węglowej	81
10. Podsumowanie	88
11. Wnioski	98
12. Spis literatury	99
13. Indeks oznaczeń	107
14. Album struktur i właściwości stopów	109
15. Załącznik – analiza błędów	124

WSTĘP

Współczesny poziom wiedzy o procesach zużycia wskazuje na to, że w zależności od struktury tribosystemu, określony materiał może wykazywać długotrwałą funkcjonalność bądź też powodować szybką awarię części konstrukcyjnej. Wynika to z faktu, że indywidualne właściwości materiału nie decydują o jego przydatności, ale cechy całego systemu, w którym materiał jest jednym z istotnych ogniw [1]. Mówienie zatem o jakimkolwiek tworzywie że jest odporne na zużycie, bez sprecyzowania nie tylko rodzaju ale również warunków tego zużycia jest daleko niewystarczające. Nawet aktualnie spotyka się poglądy, że jedynym czynnikiem zapewniającym wysoką odporność na zużycie elementom maszyn i urządzeń, jest zagwarantowanie wysokiej twardości materiału, z którego są wykonane. Świadomość, że tylko w szczególnych warunkach twardość może określać odporność na ścieranie jest niestety spotykana zbyt rzadko. Jednocześnie powszechnie wiadomo, że zużycie, niezależnie od tego czy mamy na uwadze ścieranie, kawitację czy korozję, przynosi ogromne straty. Obserwujemy to na własnym obuwiu, samochodach, elementach naszych domów, mostach czy ulicach, a jednocześnie ciągle niewystarczająco wiele wiemy o procesach tak powszechnie nas otaczających.

Zużycie ściernie z udziałem cząstek stałych spotyka się w wielu gałęziach techniki. Polega ono na niszczeniu elementów maszyn i urządzeń przez oddziaływanie na styku elementów współpracujących, lub przez strumień drobnych, zwykle twardych cząstek, padających na ich powierzchnię pod kątami od 0 do 90°. Ostatni proces dotyczy zsyków piasku czy żużla, turbin helikoptera poruszającego się w zapyłonym środowisku, elementów silnika samolotu czy łopatek turbiny w elektrowni. Stwierdzono, że 80% części zespołów energetycznych ulega zużyciu w wyniku oddziaływania cząstek stałych [2]. Szczególnie szybko zużywają się elementy narażone na: dużą koncentrację ścierniwa, dużą prędkość przepływającego medium, zmianę jego kierunku ruchu, znaczne obciążenia i naciski oraz wysoką temperaturę.

Właściwy dobór materiałów na elementy narażone na zużycie, wobec ogromnych strat jakie to zużycie przynosi, wymaga stworzenia możliwości prognozowania zachowania się materiałów w szerokim zakresie zmienności parametrów pracy elementów maszyn i urządzeń, doboru składów chemicznych oraz przewidywania właściwości stopów. Niewłaściwy dobór materiałów na elementy pracujące w wysokich temperaturach jest znacznie bardziej brzemienne w skutki niż dla temperatur otoczenia. W tym drugim przypadku, z reguły wystarczające jest zatrzymanie urządzenia i wymiana zużytego elementu. Koszty takiej operacji są niewielkie w porównaniu do kosztów związanych z koniecznością przerwania eksploatacji urządzenia na dłuższy czas w przypadku procesów prowadzonych w wysokich temperaturach. Jest to związane z koniecznością schłodzenia urządzenia. Przy bardzo dużych obiektach, takich jak kotły energetyczne, przy braku możliwości wymiany zużytego elementu podczas pracy, jego zły stan może wpływać na obniżanie sprawności kotła przez długi czas. Może mieć to istotny wpływ na uzyskiwane efekty ekonomiczne.

Od wielu lat, macierzysta jednostka autora, Odlewnia Doświadczalna Politechniki Szczecińskiej jest producentem części zamiennych maszyn i urządzeń pracujących w warunkach intensywnego ścierania. Są to między innymi łopatek rzutowe i rozdzielacze śrutu, wirniki oraz płyty osłonowe do różnych typów oczyszczarek wirnikowych jak również różnego rodzaju zawirowywacze mieszaniny powietrzno - węglowej stosowane w kotłach energetycznych. Tak jak w oczyszczarkach, o skuteczności działania decyduje jakość i trwałość łopatek rzutowych, tak w kotłach energetycznych elektrowni, zawirowywacze decydują o stopniu rozproszenia pyłu węglowego, a co za tym idzie, mają wpływ na sprawność kotłów. Mechanizmy decydujące o szybkości zużywania się łopatek rzutowych i możliwości przeciwdziałania temu procesowi, zostały zbadane i opisane w pracy [3]. Natomiast możliwości przedłużenia żywotności zawirowywaczy, zostaną przeanalizowane w niniejszej pracy na tle ogólnych czynników decydujących o odporności na zużycie strumieniem ścierniwa.

1. NAZEWNICTWO

Dziedziną nauki opisującą procesy zużycia jest tribologia. Pojęcie „tribologia” zostało sformułowane i wprowadzone do obiegu międzynarodowego w 1966 roku przez British Department of Education and Science jako pojęcie główne obejmujące takie dziedziny jak tarcie, zużycie i smarowanie [4]. Sama tribologia to nauka i technika dotycząca wzajemnych oddziaływań powierzchni podczas ich ruchu względnego i związanych z tym praktycznych zastosowań. Takie pojęcia jak erozja i korozja - erozja, zostały także objęte tym określeniem. Zużycie zostało zdefiniowane jako „postępujący ubytek materiału z powierzchni ciała stałego, wywołany przez przyczyny mechaniczne to znaczy styk i ruch względny drugiego ciała stałego, cieczy bądź gazu”. Nazewnictwo w zakresie procesów zużycia tribologicznego jest objęte w Polsce PN-91/M-04301 i niestety nie uwzględnia w pełni terminologii międzynarodowej. Wg PN proces zużycia tożsamy ze zużywaniem tribologicznym, to „proces wywołany tarciem, powodujący niekorzystne zmiany materiału ciał w strefie ich kontaktu, polegające na postępującym ubytku materiału ciał trących, uszkodzeniach obniżających własności wytrzymałościowe ich warstwy wierzchniej i na innych zmianach, np. strukturalnych, wpływających na ogół ujemnie na odporność na zużycie ciał w stosunku do stanu początkowego”. W tablicach 1 i 2 przytoczono, interesujące z punktu widzenia planowanych badań, informacje dotyczące rodzajów zużycia (tablica 1) oraz wielkości charakteryzujących zużycie (tablica 2).

Tablica 1. Wyciąg z PN-91/M04301 - p.5 Rodzaje procesów zużycia

Nazwa polska	Definicja	Odpowiedniki
Zużycie ściernie	Zużycie powierzchni trących się ciał na skutek elementarnych, wyłącznie mechanicznych procesów zużycia, takich jak: mikroskrabanie, rysowanie, bruzdowanie, ścinanie lub odrywanie występow mikronierówności powierzchni.	(a) Abrasive wear (n) Abrasiver Verschleiss (r) Абразивный износ
Zużycie adhezyjne	Zużycie powierzchni trących się ciał na skutek powstawania połączeń adhezyjnych oraz ich rozrywania przy ruchu względem powierzchni.	(a) Adhesive wear (n) Adhäsiver Verschleiss (r) Адгезионный износ
Scuffing - zużycie ściernie-adhezyjne	Zużycie powierzchni trących się ciał na skutek łącznego oddziaływania zużycia ściernego i adhezyjnego.	(a) Scuffing (n) Örtliches Fressen (r) Образов. узлов сварки
Zużycie przez utlenianie	Zużycie powierzchni trących się ciał na skutek procesu tworzenia i usuwania utlenionej warstwy wierzchniej.	(a) Oxidative wear (n) Oxydischer Verschleiss (r) Окислительный износ
Zużycie zmęczeniowe	Zużycie powierzchni trących się ciał na skutek zmęczenia materiału warstwy wierzchniej wywołanego cyklicznym oddziaływaniem obciążeń mechanicznych w obszarze styku.	(a) Fatigue wear (n) Ermüdungsverschleiss (r) Усталостный износ
Spalling - zużycie przez łuszczenie	Zużycie powierzchni na skutek cyklicznego oddziaływania obciążeń, przy suchym styku trących się ciał.	(a) Spalling, delamination (n) Schuppenbilchung, Delamination (r) Отслаиванние
Pitting - zużycia gruzelkowe	Zużycie powierzchni trących się ciał na skutek cyklicznego oddziaływania obciążeń przy fizykochemicznym wpływie substancji smarującej.	(a) Pitting (n) Pitting (r) Питтинг
Fretting - zużycie ciernokorozyjne	Zużycie powierzchni trących się ciał na skutek ich ruchu względnego, oscylacyjnego o małej amplitudzie, w wyniku cyklicznego oddziaływania obciążeń mechanicznych oraz utleniania.	(a) Fretting (n) Reibkorrosion (r) Фреттинг
Zużycie kawitacyjne	Zużycie powierzchni ciał na skutek mechanicznego oddziaływania cieczy w następstwie zachodzących w niej zjawisk kawitacyjnych.	(a) Cavitation wear (n) Kavitationsverschleiss (r) Кавитационный износ
Zużycie erozyjne	Zużycie powierzchni ciał na skutek mechanicznego i korozyjnego oddziaływania strumienia cząstek ciał stałych lub cieczy o dużej energii kinetycznej.	(a) Erosive wear (n) Erosiver Verschleiss (r) Эрозионный износ

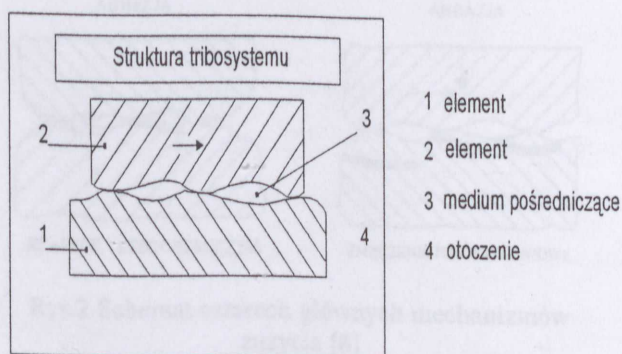
Tablica 2. Wyciąg z PN-91/M04301 - p.6 Wielkości charakteryzujące proces zużycia

Nazwa polska	Definicja	Odpowiedniki
Wskaźniki zużycia	Ilościowe mierniki skutków procesów zużycia.	(a) Wear indexes (n) Verschleisskennwerten (r) Показатели износа
Zużycie wagowe, masowe	Ubytek materiału ciał stałych na skutek procesu zużycia, mierzony w jednostkach masy.	(a) Weight, massiwe wear (n) Gewicht, Massemässiger Verschleiss (r) Весовый, массовой износ
Zużycie objętościowe	Ubytek materiału ciał stałych na skutek procesu zużycia mierzony w jednostkach objętości	(a) Volumetric wear (n) Volumetrischer Verschleiss (r) Объемный износ
Zużycie względne	Stosunek zużycia danego materiału do zużycia materiału wzorcowego	(a) Relative wear (n) Relativer Verschleiss (r) Относительный износ
Intensywność zużycia	Wartość zużycia odniesiona do jednostki długości drogi tarcia. Rozróżnia się chwilową i średnią intensywność zużycia.	(a) Wear intensity (n) Verschleissintensität (r) Интенсивность износа
Względna intensywność zużycia	Stosunek intensywności zużycia danego materiału do intensywności zużycia materiału wzorcowego.	(a) Relative wear intensity (n) Relative Verschleissintensität (r) Относитель. интенсивность износа
Szybkość zużycia	Wartość zużycia odniesiona do jednostki czasu tarcia.	(a) Wear rate (n) Verschleissgeschwindigkeit (r) Скорость износа
Względna szybkość zużycia	Stosunek szybkości zużycia do szybkości zużycia materiału wzorcowego.	(a) Relative wear rate (n) Relative Verschleissgeschwindigkeit (r) Относительная скорость износа
Odporność na zużycie	Właściwość ciała stałego określająca jego zdolność przeciwstawiania się procesom zużycia przez tarcie.	(a) Wear resistance (n) Verschleisswiderstand (r) Износостойкость
Względna odporność na zużycie	Stosunek odporności na zużycie danego materiału do odporności na zużycie materiału wzorcowego.	(a) Relative wear resistance (n) Relativer Verschleisswiderstand (r) Относительная износостойкость

Wydaje się, że w stosunku do różnorodności sposobów zużywania z jaką spotykamy się w literaturze, norma powyższa rozwiązuje problem tylko częściowo, powodując jednocześnie spore zamieszanie przez wprowadzenie definicji sprzecznych z ogólnie przyjętymi w literaturze światowej. Zdefiniowanie większości procesów jako wynik tarcia, wydaje się, ograniczać rzeczywiste pole występowania tych procesów w praktyce. Np. definicja zużycia zmęczeniowego mówi o procesie trących się ciał, a przecież zmęczenie powierzchni może następować wskutek oddziaływania cząstek stałych padających pod kątem prostym, gdzie trudno wyobrazić sobie istnienie procesów tarcia. Jeszcze gorzej jest z tak podstawową definicją jak zużycie ściernie, któremu autorzy normy przyporządkowują określenie „abrasive wear” (zużycie abrazyjne) z literatury anglojęzycznej. Wg [1] natura abrazyj ma czystą formę mechaniczną i nie jest zależna od tarcia, a zużycie ściernie wg definicji PN, dotyczy powierzchni trących się ciał. Nieprecyzyjnie sformułowana norma, zmusza do posługiwania się określeniami technicznymi wykraczającymi poza nią, a często będącymi z nią w sprzeczności jak chociażby określenie „abrazyja” coraz powszechniej stosowane w polskojęzycznej literaturze [1, 5-7]. Zastosowanie w temacie pracy określenia „...zużycia abrazyjnego...” w miejsce bardziej ogólnej nazwy „procesu zużycia strumieniem luźnego ścierniwa” jest co prawda uproszczeniem, podkreśla jednak z jednej strony decydującą rolę tego mechanizmu w sumarycznym zużyciu w planowanym zakresie zmienności kąta padania ścierniwa, z drugiej zaś powoduje istotne uproszczenie przy formułowaniu i tak już zbyt długiego tematu. Autor zdaje sobie sprawę że nie jest to jedyny mechanizm występujący w tych warunkach.

2. MECHANIZMY ZUŻYCIA

Niemiecka norma DIN/50 320 "Zużycie. Określenia. Analiza systemowa procesów zużycia. Klasyfikacja typów zużycia" - porządkuje podstawową terminologię uznawaną we wszystkich dziedzinach techniki. Mogłaby być ona również wykorzystywana w terminologii krajowej, o ile będziemy funkcjonować w zgodzie z międzynarodową nomenklaturą w tej dziedzinie nauki i praktyki. Ponieważ określenie „zużycie” ma kilka znaczeń, uzgodniono by stosować sformułowanie „proces zużycia” w odniesieniu do mechanizmów i przebiegu zużycia, a „postać zużycia” do opisu skutków jego oddziaływania. Przez mechanizmy zużycia rozumie się fizyczne i chemiczne procesy zachodzące podczas zużywania, natomiast postać zużycia, to uzyskane przez zużycie zmiany warstwy powierzchniowej ciała, a także rodzaj i kształt „cząstek ubocznych” zużycia, czyli swobodnych małych cząstek występujących w obszarze zużywanym. Wielkości mierzalne zużycia, charakteryzują bezpośrednio lub pośrednio zmianę postaci lub masy ciała wywołaną zużyciem. Ogólny model systemu tribologicznego proponowany przez normę niemiecką pokazano na rys. 1.



Rys. 1 Struktura tribosystemu wg DIN/50 320

Na każdy proces zużycia mają wpływ właściwości elementów, ich wielkość, kształt a także zmiany spowodowane wpływem obciążenia tribologicznego. Należy pamiętać że każdy materiał techniczny w kierunku prostopadłym do powierzchni - posiada budowę warstwową, składającą się z warstwy adsorpcyjnej, warstwy tlenków, warstwy zgniecionej i rdzenia (materiału rodzimego). Mechanizmy zużycia wynikają z działania zespołu obciążeń na elementy systemu tribologicznego i przejawiają się we wzajemnym oddziaływaniu energetycznym i materiałowym między elementami 1 i 2 z udziałem medium pośredniczącego 3 i otoczenia 4 (rys.1). Według aktualnego stanu wiedzy należy rozróżnić cztery główne mechanizmy zużycia:

- adhezję,
- abrazję,
- zmęczenie powierzchniowe,
- reakcje tribochemiczne.

Ich charakterystyka i postacie zużycia zostały uporządkowane w tablicy 3.

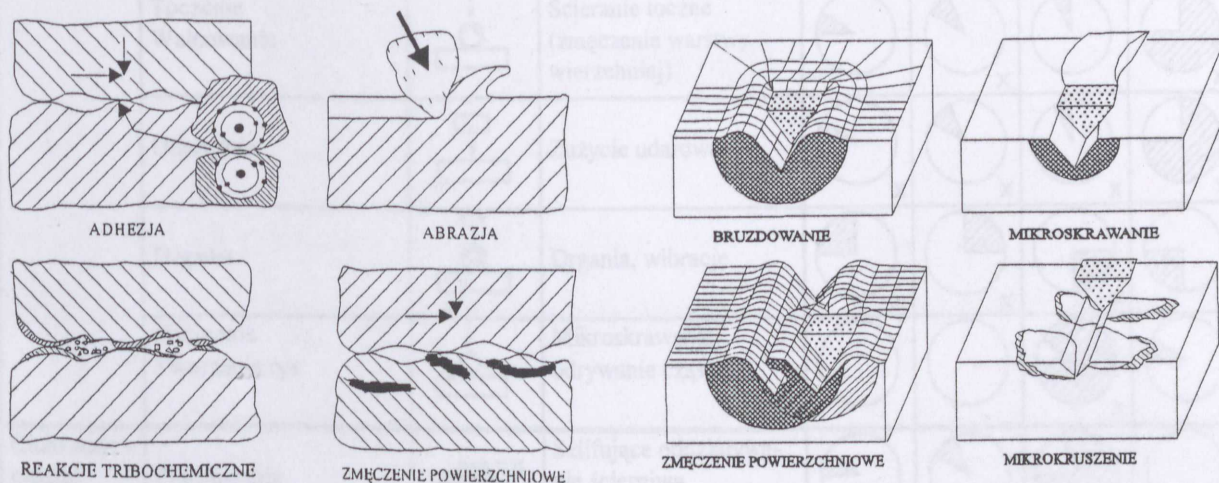
Tablica 3. Główne mechanizmy zużycia i ich postacie wg DIN/50 320

Mechanizm	Sposób oddziaływania	Postać zużycia
Adhezja	Tworzenie i oddzielanie szczepień i cząstek z powierzchni graniczących ze sobą (zgrzewanie na zimno, zatarcie się).	Zatarcie, dziury, garby, łuski, przenoszenie materiału.
Abrazja	Ubytek materiału wskutek obciążenia ciernego (mikroskrabowanie).	Zadrapania, blizny, wgłębienia, pofałdowania.
Zmęczenie powierzchniowe	Zmęczenie i tworzenie pęknięć na powierzchni wskutek zmiennego obciążenia tribologicznego, co prowadzi do oddzielania się materiału.	Pęknięcia, wżery.
Reakcje tribochemiczne	Powstawanie produktów reakcji poprzez działanie obciążenia tribologicznego podczas chemicznej reakcji elementów 1 i 2 oraz medium 3.	Produkty reakcji (warstewki, cząsteczki).

W konkretnym przypadku, główne mechanizmy zużycia mogą występować osobno, mogą się znosić w wyniku zmiany zespołu obciążeń i struktury tribosystemu, albo też mogą się

na siebie nakładać. Schematyczne przedstawienie czterech głównych mechanizmów zużycia pokazano na rys.2.

Obok głównych mechanizmów zużycia, mogą w specjalnych systemach technicznych, występować jeszcze inne procesy szkodliwe np. w stykach elektrycznych w wyniku przepływu prądu lub lokalnego przegrzania styku. Jeśli natomiast w procesie zużycia występują ubytki materiału nie tylko jako „cząsteczki uboczne” zużycia lecz także jako ubytki cząsteczkowe poprzez dyfundowanie, odparowanie lub sublimację, to mamy do czynienia ze zużyciem ablacyjnym, czyli „tribosublimacją”. Na rys.3 pokazano różne formy oddziaływania wzajemnego między abrazyjnie działającą cząstką, a zużywającą się powierzchnią [8].



Rys.2 Schemat czterech głównych mechanizmów zużycia [8]

Rys.3 Różne formy oddziaływania między abrazyjnie działającą cząstką i powierzchnią materiału podczas wygniatania [8]

Przy bruzdowaniu materiał jest odkształcony plastycznie wewnątrz bruzdy i wypierany do jej krawędzi. Ubytek materiału może jednak wystąpić w wyniku równoczesnego działania wielu abrazyjnych cząstek, albo poprzez wielokrotne działanie cząstki pojedynczej. W takim przypadku materiał jest wielokrotnie wypierany w kierunku krawędzi bruzdy i ostatecznie w wyniku procesu zmęczenia odrywa się od powierzchni.

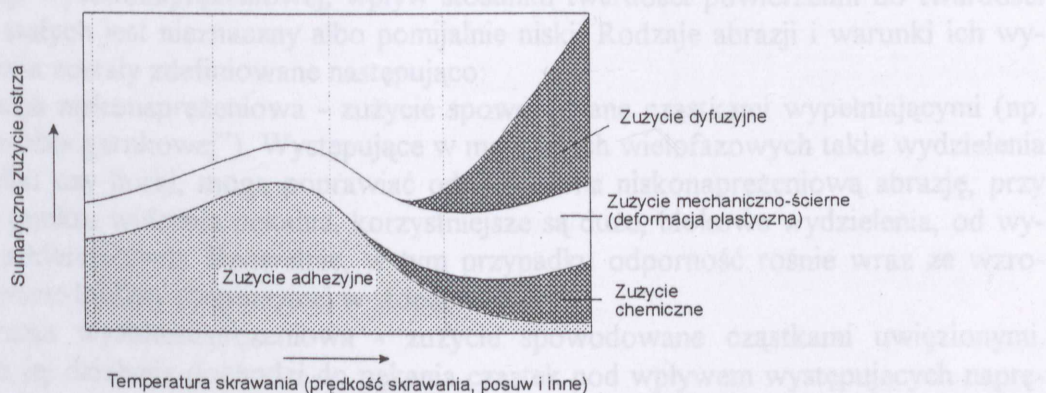
Idealne mikroskrawanie prowadzi do ubytku materiału w postaci wióra, którego objętość równa jest objętości powstającej bruzdy. Mikrokruszenie występuje w materiałach kruchych w miejscach o dużej koncentracji naprężeń. Cząstki materiału są usuwane z obciążonej powierzchni poprzez tworzenie się i rozprzestrzenianie pęknięć. Bruzdowanie i mikroskrawanie są przeważającymi procesami zużywania w materiałach ciągliwych (plastycznych), podczas gdy w materiałach kruchych, takich jak stale utwardzone czy ceramika, przeważa mikrokruszenie.

Podział procesów zużycia wg sposobu oddziaływania przeciwności zestawiono w tablicy 4. Tablica 4 powstała jako kompilacja informacji zawartych w normie DIN 50 320 oraz [1 i 9]. Oznaczenia „x” mówiące o występowaniu określonego mechanizmu w określonej strukturze tribologicznej, są zgodne z normą DIN natomiast szacunkowy udział mechanizmów ścierania przedstawiony przy pomocy wykresów kołowych został zaczerpnięty z [1]. Warto zauważyć, że mechanizm abrazyjny, oprócz par ciał stałe - ciecz, występuje we wszystkich innych strukturach przy czym intensywność jego jest duża w układach zawierających cząstki stałe. W przypadku ścierania ukośnym strumieniem luźnego ścierniwa, przy braku oddziaływania reakcji tribochemicznych, abrazja będzie mechanizmem decydującym o wielkości całkowitego zużycia. Wzrost kąta padania ścierniwa będzie powodował zwiększenie udziału zmęczenia powierzchniowego w całkowitym zużyciu materiału.

Tablica 4. Podział procesów zużycia według oddziaływania przeciwi ciała (kompilacja z DIN 50 320 oraz [1, 9])

Struktura systemu	Oddziaływanie przeciwi ciała	Charakter zużycia ciała podstawowego	Mechanizmy zużycia				
			Adhezja	Reakcje tribochemiczne	Abrazja	Zmęczenie powierzchniowe	
Ciało stałe - ciało stałe	Przesuwanie		Ścieranie posuwiste	 x	 x	 x	 x
	Toczenie Walcowanie		Ścieranie toczne (zmęczenie warstwy wierzchniej)	 x	 x	 x	 x
	Uderzanie		Zużycie udarowe	 x	 x	 x	 x
	Drgania		Drgania, wibracje	 x	 x	 x	 x
	Nacinanie Tworzenie rys		Mikroskrawanie, odrywanie cząstek	 x	 x	 x	 x
Ciało stałe - cząstki	Przesuwanie		Szlifujące oddziaływanie ścierniwa	 x	 x	 x	 x
Ciało stałe - ciało stałe i cząstki	Rozkruszanie		Udarowe męczenie warstwy wierzchniej + szlifowanie	 x	 x	 x	 x
	Bruzdowanie		Żłobienie (wytlaczanie mikronierówności - bruzdowanie)	 x	 x	 x	 x
	Mielenie		Intensywne szlifowanie + zmęczenie warstwy wierzchniej	 x	 x	 x	 x
Ciało stałe - ciecz z cząstkami	Omywanie strumieniem mieszaniny cieczy i cząstek stałych		Szlifujące oddziaływanie ścierniwa - erozja	 x	 x	 x	 x
Ciało stałe - strumień gazu z luźnym ścierniwem	Piaskowanie lub śrutowanie strumieniem luźnego ścierniwa		Ścieranie strumieniem równoległym - erozja	 x	 x	 x	 x
			Ścieranie strumieniem ukośnym (omywająco - udarowym)	 x	 x	 x	 x
			Ścieranie strumieniem prostopadłym (udarowym)	 x	 x	 x	 x
Ciało stałe - ciecz	Omywanie ciągłym strumieniem cieczy		Erozja, kawitacja, erozja kawitacyjna	 x	 x	 x	 x
	Uderzenia kroplami o dużej energii		Zniszczenie podobne do kawitacyjnego	 x	 x	 x	 x

Praktyczne zastosowanie przywołanej systematyki można znaleźć w pracy [10] gdzie, między innymi, opisano zmianę udziału mechanizmów zużycia w sumarycznym zużyciu ostrza



Rys.4 Rodzaje zużycia ostrza narzędzia w obróbce skrawaniem [10]

narzędzia skrawającego w zależności od zmiany temperatury układu.

3. GŁÓWNE KIERUNKI WSPÓŁCZESNYCH BADAŃ ODPORNOŚCI NA ŚCIERANIE

Ogólnie wiadomo, że właściwości materiałów zależą od ich struktury. Oznacza to w praktyce, że poprzez zmianę struktury, można w pewnych zakresach sterować wybranymi cechami materiału. W ostatnich latach w dążeniu do poprawy odporności na zużycie z udziałem cząstek stałych, można rozróżnić kilka kierunków postępowania. Są nimi badania:

- mechanizmów zużycia [11-55],
- wpływu obróbki cieplnej na zużycie [56-64],
- wpływu udziału składników stopowych na zużycie [65-75],
- porównawcze, w celu wyselekcjonowania materiału o najlepszych cechach [76-80],
- przemysłowe, prowadzone na gotowych elementach urządzeń [81-87].

Wiele prac dotyczy opracowania nowych modeli matematycznych zużycia [88-94]. Pojawiają się również ciekawe prace prezentujące nowe poglądy na procesy zużycia oraz nowe metody badawcze i materiały [95-107].

Ilość doniesień dotyczących odporności na ścieranie w ostatnim czasie jest bardzo duża. Nawet skrótowy opis osiągnięć ostatniego dziesięciolecia, w ramach niniejszej pracy jest niemożliwy. Z tego względu przegląd literatury został dokonany selektywnie i obejmuje pozycje literaturowe dotyczące abrazyj i procesów z nią związanych. Poniżej opisano obszerniej tylko najciekawsze z prac.

Badanie mechanizmów zużycia jest postępowaniem często stosowanym przez zespoły zajmujące się procesami niszczenia. Znajomość mechanizmów realnie występujących w rozpatrywanym systemie ułatwia podejmowanie właściwych decyzji w przeciwstawianiu się niepożądanemu zużyciu. W aktualnie publikowanej literaturze, tego typu doniesienia stanowią ponad 30% wszystkich informacji.

W pracy [12] rozpatrzono abrazję, erozję oraz zużycie poślizgowe (sliding wear). Poniżej przywołano zaproponowane tam definicje:

- 1) abrazja - oznacza mechaniczną degradację powierzchni materiału spowodowaną ruchem pomiędzy tą powierzchnią a wypełniającymi, lub uwięzionymi cząstkami stałymi. Jeżeli stosunek twardości powierzchni do twardości cząstek stałych jest znacząco mniej-

szy od 0.6, odporność na zużycie jest niska niezależnie od mikrostrukturalnych uwarunkowań. Dla stosunku twardości przekraczającego 0.6 odporność na zużycie jest znacznie wyższa a właściwości mikrostrukturalne materiałów stają się bardzo ważne. W przypadku abrazji wysokonaprężeniowej, wpływ stosunku twardości powierzchni do twardości cząstek stałych jest nieznaczny albo pomijalnie niski. Rodzaje abrazji i warunki ich występowania zostały zdefiniowane następująco:

a) abrazja niskonaprężeniowa - zużycie spowodowane cząstkami wypełniającymi (np. jak w „próbce garnkowej”). Występujące w materiałach wielofazowych takie wydzielienia jak węgliki czy borki, mogą poprawiać odporność na niskonaprężeniową abrazję, przy czym, z punktu widzenia pęknięcia, korzystniejsze są duże, blokowe wydzielienia, od wydzielen szkieletowych. Generalnie, w tym przypadku odporność rośnie wraz ze wzrostem zawartości fazy dyspersyjnej w stopach.

b) abrazja wysokonaprężeniowa - zużycie spowodowane cząstkami uwięzionymi. Wskutek jej działania dochodzi do pęknięcia cząstek pod wpływem występujących naprężeń.

2) zużycie erozyjne zostało podzielone na cztery różne procesy:

a) erozja uderzeniami cząstek stałych (solid-particle impingement erosion) - jest to zużycie związane z cząstkami stałymi występującymi w urządzeniach gazowych przy średnich prędkościach cząstek 2 - 500 m/s i średniej ich wielkości 5 - 500 μm . Największa szybkość zużycia dla materiałów plastycznych, lokująca się w zakresie pomiędzy kątem padania 20 - 30° może być funkcją rodzaju cząstek. Nie zaobserwowano silnej zależności pomiędzy twardością powierzchni i twardością cząstek w przypadku gdy ta druga wartość jest wyższa. Wzrost zawartości wydzielen umacniających powoduje wzrost odporności, o której w większym stopniu decyduje plastyczność materiału niż jego twardość.

b) erozja szlamami (slurry erosion) - pojawia się wraz ze strumieniami płynów zawierających duże ilości cząsteczek. W przypadku braku korozji jest ona podobna do niskonaprężeniowego zużycia abrazyjnego, natomiast w przypadku cieczy agresywnych ważny jest wpływ mechanicznych naprężeń wywołanych przepływem strumienia na stan warstwy pasywującej powierzchnię materiału. Wskaźnikiem odporności w ośrodkach niekorozyjnych może być maksymalna twardość po obróbce plastycznej na zimno.

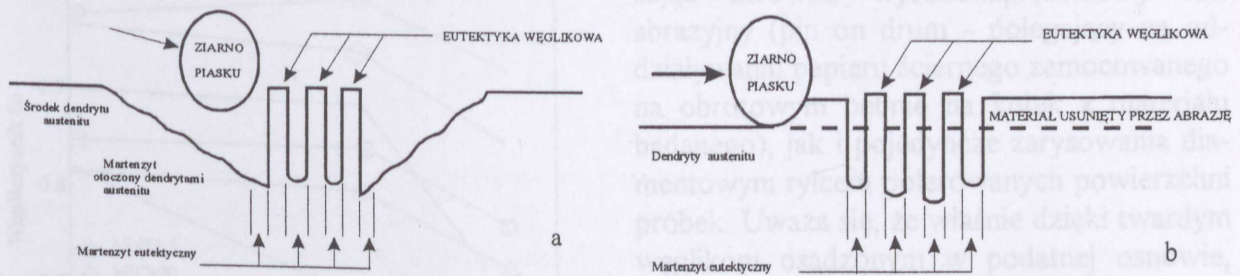
c) erozja uderzeniami kropelek cieczy (liquid-droplet impingement erosion) - skutek jej oddziaływania jest podobny do kawitacji powodując powstawanie naprężeń „falujących” po powierzchni materiału. Najbardziej odpornymi w tych warunkach są stopy kobaltu. Stosuje się również austenityczne i ferrytyczne stale nierdzewne.

d) erozja kawitacyjna (cavitation) - jest skutkiem oddziaływania strumienia cieczy, który powstaje podczas implozji pęcherzyków powstałych w warunkach gdy ciśnienie cieczy spada poniżej ciśnienia parowania.

3) erozja poślizgowa - występuje w przypadku dwóch współpracujących powierzchni przy ich wzajemnym ruchu i obciążeniu. W przypadku obciążeń cyklicznych, dotyczących np. kulek czy rolek łożyskowych, proces degradacji jest podobny do zmęczenia i polega na usuwaniu z powierzchni małych płytek materiału. Dla dużych naprężeń powoduje propagację pęknięć w kierunku prostopadłym do powierzchni. W wysokich temperaturach szybkość tego rodzaju zużycia jest kontrolowana prędkością utleniania powierzchni.

Dużym problemem technicznym są połączone oddziaływania kilku mechanizmów zużycia jednocześnie (synergia). Z reguły w takich wypadkach sumaryczne zużycie jest znacznie większe, niż suma niezależnego oddziaływania każdego z tych mechanizmów. Dodatnia synergia abrazyjno - korozyjna może powodować czterokrotny wzrost szybkości zużycia białych żeliw martenzytycznych i ponad siedmiokrotny stali perlitycznej w stosunku do prostej sumy

korozji i abrazji tych materiałów [42]. Na rys.5 pokazano zaproponowany mechanizm zużycia występujący w żeliwach martenzytycznych (a) oraz austenitycznych (b).



Rys.5 Proponowany mechanizm połączonego oddziaływania abrazyjno - korozyjnego; a - w żeliwach martenzytycznych, b - w żeliwach austenitycznych [42]

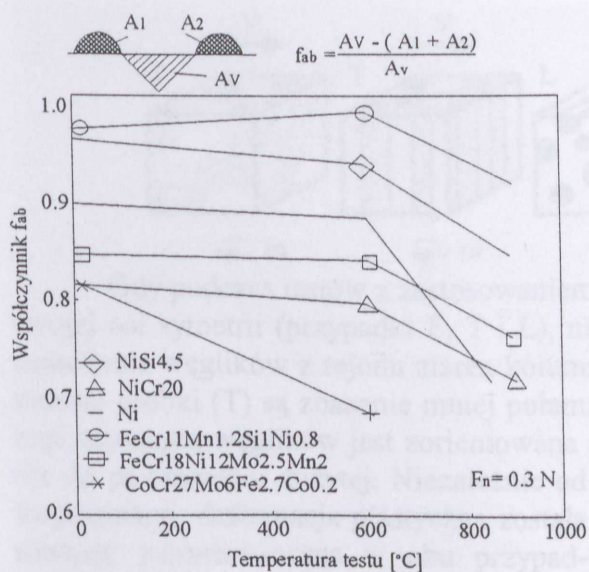
W żeliwach martenzytycznych mechanizm wzmaganie pittingu i mechanizm synergii abrazyjno - korozyjnej zostały zidentyfikowane jako procesy następujące jeden po drugim. Da się tu rozróżnić trzy kolejne etapy postępu zużycia:

- martenzyt będący składnikiem eutektyki oraz martenzyt otaczający dendryty austenitu są w pierwszym rzędzie atakowane korozyjnie i usuwane pomiędzy węglików, które zostają odsłonięte,
- węgliki te są łamane uderzającymi cząstkami ścierniwa, w rezultacie następuje zużycie, które nie odpowiada ani czystej korozji ani czystej abrazji,
- powyższe dwa procesy powodują odsłonięcie ramion dendrytów austenitu, które straciły w ten sposób osłonę twardej eutektyki, co kończy się zwiększeniem intensywności zużycia.

Żeliwa austenityczne mają mniejszą tendencję do pittingu podczas zużycia abrazyjno - korozyjnego, więc w tym wypadku synergia dodatnia polega prawdopodobnie na usuwaniu warstewki pasywującej powierzchnię metalu z niewielkim wsparciem korozji atakującej martenzyt będący składnikiem eutektyki.

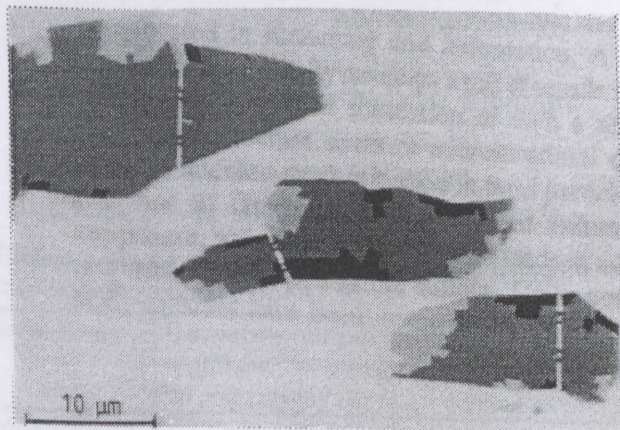
W pracy [26] wykorzystano testy polegające na zarysowaniu diamentowym rylcem próbek materiałów poddanych naprężeniom. Stwierdzono, że powierzchnie stali poddanych naprężeniom ściskającym charakteryzują się wyższym poziomem plastycznej deformacji niż przy naprężeniu rozciągającym. Ta obserwacja jest zgodna ze znaną właściwością polegającą na wzroście plastyczności materiałów poddanych trójosiowemu ściskaniu. W warunkach naprężeń ściskających, wyraźnie dominującym jest mechanizm mikrościanania, przy rozciąganiu natomiast mechanizm bruzdowania powodujący niszczenie materiału na drodze utwardzania naprężeniowego. Stwierdzono [27], że badania prowadzone przez zagłębianie wgłębnika lub powodowanie zarysowań mogą być użytecznym testem do określania właściwości mechanicznych pojedynczych faz w odpornych na zużycie stopach i kompozytach. Analiza zmian współczynnika f_{ab} określającego stosunek udziału mikroskrawania do udziału bruzdowania w funkcji temperatury (rys.6) pokazała, że dopiero po przekroczeniu 600°C następują generalne zmiany w sposobie zużycia badanych materiałów.

Do 600°C $f_{ab} \approx \text{const}$, dalszy wzrost temperatury powoduje spadek wartości f_{ab} , co świadczy o wzroście udziału bruzdowania w procesie zużycia. Badania wykonane na szeregu materiałach w zakresie temperatur do 1000°C ujawniły, że w temperaturze 600° nie występuje już pękanie węglików eutektycznych M_7C_3 , podczas gdy w temperaturze otoczenia następowało to przy lokalnym naprężeniu rozciągającym o wartości 1900 - 2000 MPa (rys.7).

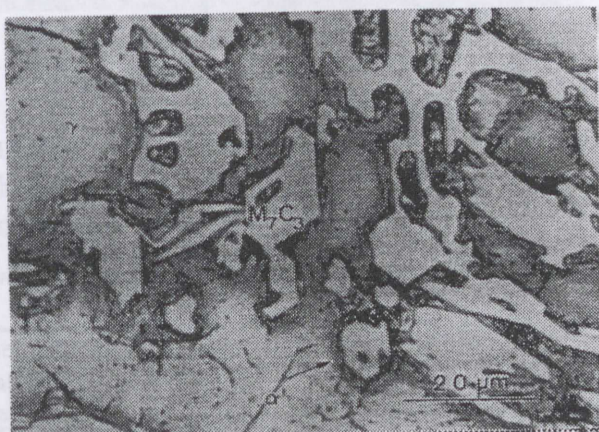


Rys.6 Zależność stosunku mikrościerania od bruzdowania f_{ab} w funkcji temperatury [27]

niż na płaszczyznach prostopadłych (odpowiednio: 1444 HV0.05 i 950 HV0.05). W badaniach zastosowano próbki wycięte z rejonów kolumnowych i równoosiowych ziaren żeliwa o podstawowych składnikach na poziomie 3.1 C, 24.5 Cr, 0.29 Ni, 1 Mn, 0.59 Mo, 0.5%_{wag.} Si. Mikrostruktura badanego stopu (rys.8) składa się z austenitu (γ) oraz niewielkiej ilości martenzytu (α) otaczającego węgliki eutektyczne (M_7C_3).



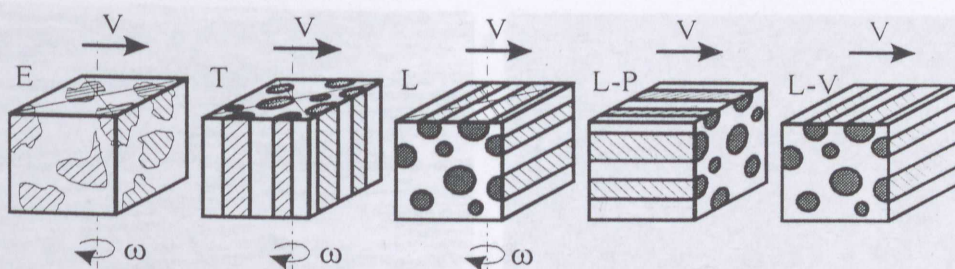
Rys.7 Zdjęcie ilustruje rozkład naprężeń w węglikach eutektycznych M_7C_3 przy obciążeniu niszczącym podczas zginania w płaszczyźnie poziomej. Zmiana stopnia szarości ilustruje odpowiednią zmianę naprężenia: kolor biały ≥ 1600 MPa; czarny ≤ 2000 MPa [28]



Rys.8 Mikrostruktura wysokochromowego żeliwa w stanie lanym użytego do badań: γ -austenit, α -martenzyt oraz węgliki $M_7C_3 \rightarrow (Fe_{2.2}Cr_{4.8})C_3$ [28]

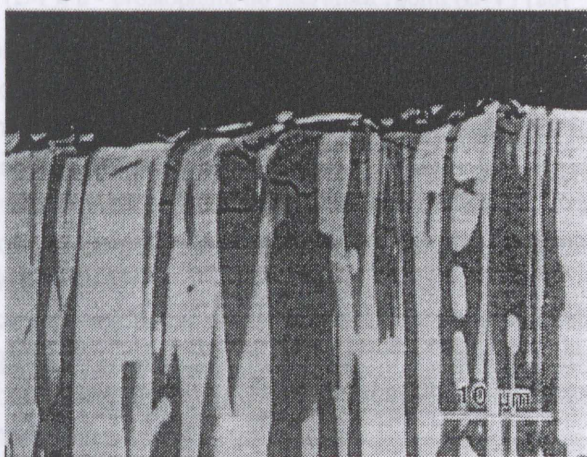
Różne przypadki ustawienia węglików w stosunku do kierunku ścierania zostały pokazane i odpowiednio oznaczone na schemacie zamieszczonym na kolejnej stronie. I tak komórki eutektyczne w próbkach pobranych z obszarów równoosiowych (E) odlewu były zorientowane przypadkowo. Długie osie węglików pręcikowych w próbkach kolumnowych były prostopadle ustawione do powierzchni ścieranej w przypadku poprzecznego ustawienia (T), lub leżały w płaszczyźnie ścierania (L). Próbki E, T i L podczas ścierania obracały się wokół własnej osi symetrii. W próbkach typu (L-P), długie osie węglików leżały w płaszczyźnie ścierania i jednocześnie były równoległe do kierunku ścierania (V). W przypadku próbek (L-V) długie osie węglików, tak jak dla wszystkich poprzednich próbek typu (L), leżały w płaszczyźnie ścierania, lecz jednocześnie były ustawione prostopadle do jego kierunku (V). Podczas badania próbki L-P i L-V nie obracały się dookoła własnej osi.

Dogan i Hawk [28] badali wpływ orientacji osi węglików M_7C_3 na zużycie, stosując zarówno wysokonaprzeżeniowy test abrazyjny (pin on drum - polegający na oddziaływaniu papieru ściernego zamocowanego na obrotowym bębnie na kołek z materiału badanego), jak i pojedyncze zarysowania diamentowym rylcem polerowanych powierzchni próbek. Uważa się, że właśnie dzięki twardym węglikom osadzonym w podatnej osnowie, białe żeliwa chromowe posiadają dużą odporność na zużycie. Węglikami te wydzielają się podczas krzepnięcia metalu w postaci pręcików bądź płytek usytuowanych równoległe do kierunku największej szybkości odprowadzania ciepła. We wcześniejszych pracach stwierdzono, że ich twardość jest większa na płaszczyznach równoległych do tego kierunku



Gdy podczas testów z zastosowaniem papieru ściernego, próbki były obracane dookoła swojej osi symetrii (przypadki E, T i L), największe zużycie odnotowano dla poprzecznego ustawienia węglików z rejonu ziaren kolumnowych (T). Węgliki eutektyczne na powierzchni zużytej próbki (T) są znacznie mniej połamane niż w przypadku próbek (L). Większość pęknięć wewnątrz węglików jest zorientowana równoległe do krótkiej osi i rozwija się prostopadłe do powierzchni zużytej. Niezależnie od fragmentacji, deformacja plastyczna została również zaobserwowana w obu przypadkach (L i T).

Wykonane zdjęcie przekroju prostopadłego próbki T (rys.9) ujawniło, że węgliki są również popękane pod powierzchnią ścieraną. Pęknięcia te są w przybliżeniu równoległe do kierunku zużycia i dotyczą całego przekroju węglików lub czasem kończą się w jego wnętrzu. W pobliżu powierzchni zużywanej zaobserwowano wyginanie się cieńszych węglików słupkowych. Szybkość zużycia próbek wzdłużnych (L) jest również funkcją kierunku



Rys.9 Przekrój prostopadły do powierzchni ścieranej próbki T. Widoczne są podpowierzchniowe pęknięcia i wygięcia węglików słupkowych [28]

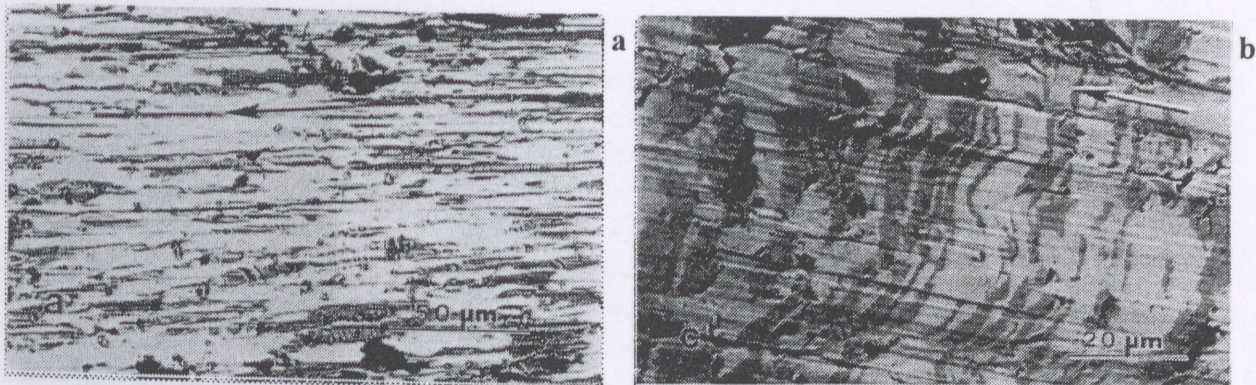
ustawienia węglików w stosunku do kierunku zużycia abrazyjnego. Kiedy długa oś węglików leży równoległe do kierunku ruchu (L-P), szybkość zużycia jest większa niż gdy ustawienie węglików jest prostopadłe (L-V) do tego kierunku. Wyniki zebrano w tablicy 5.

Tablica 5. Szybkość zużycia abrazyjnego w funkcji ustawienia długiej osi węglików w stosunku do powierzchni ścieranej oraz kierunku ruchu [28]

Strefa ziaren	Ustawienie długiej osi węglików w stosunku do płaszczyzny zużycia	Ustawienie długiej osi węglików w stosunku do kierunku ścierania	Oznaczenie próbek	Szybkość zużycia mm^3/m .	
				wartość	dokładność oznaczenia
Równoosiowe	przypadkowe	obrotowo zmienne	E	0.14	± 0.003
	prostopadłe		T	0.26	± 0.007
Kolumnowe	równoległe		L	0.15	± 0.003
			L-P	0.09	± 0.011
			L-V	0.05	± 0.003

W próbkach typu L-P (rys.10 a) węgliki są połamane prostopadłe do powierzchni zużytej wzdłuż ich krótkiej osi. Natomiast w próbkach L-V zaobserwowano znacznie mniej pęknięć, a ich orientacja niekoniecznie jest prostopadła do kierunku ruchu, ani równoległa do krótkiej osi węglików (rys.10 b). Powierzchnia w tym przypadku jest silnie zdeformowana, a węgliki w istotny sposób wygięte, czemu czasami towarzyszą pęknięcia.

W drugiej części badań wykonano zarysowania diamentowym rylcem zakończonym ostrzem $\phi 20 \mu\text{m}$ obciążonym siłą 100 G. W próbce T węgliki wewnątrz zadrapania były połamane prostopadłe do kierunku ruchu, osnowa została plastycznie zdeformowana z wyraźnymi śladami poślizgów na zewnątrz rysy. Zaobserwowano również pęknięcia osnowy wewnątrz zarysowania. W przypadku próbek L-P i L-V obraz deformacji był podobny do skutków abrazyj pokazywanych na rys.10.



Rys.10 Powierzchnia zużyta w teście abrazyjnym próbek z rejonu ziaren kolumnowych. Długie osie węglików leżące w płaszczyźnie ścierania a - równoległe do kierunku ruchu (L-P), b - prostopadłe do kierunku ruchu (L-V) [28]

Pęknięcia powstały przede wszystkim w zdeformowanej części węglików i są zorientowane głównie w dwóch kierunkach: prostopadłe do kierunku zadrapań i równoległe do krótkiej osi węglików. Kiedy węgliki są wygięte ale nie mocno popękane, pęknięcia równoległe do ich krótkiej osi występują tylko na krawędziach ścieżki zarysowania. Bardzo istotnym jest to, że istnieją wśród węglików rejony silnie odkształcone gdzie nie zaobserwowano pęknięć. Przy zastosowaniu rylca o większej średnicy i z większym obciążeniem ($\phi 50 \mu\text{m}$, 400 g), pęknięcia wewnątrz węglików rozchodziły się w różnych kierunkach.

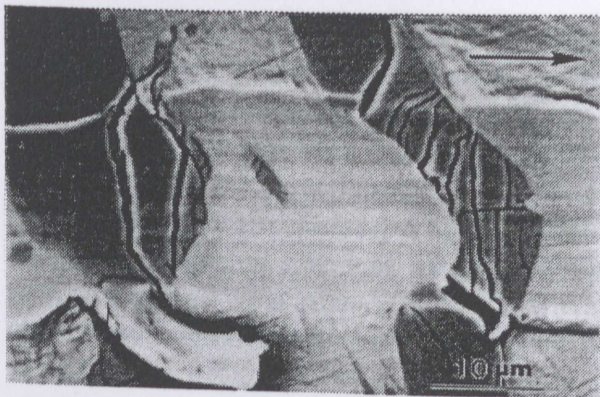
Możliwość wyginania się twardych i kruchych węglików da się wyjaśnić w sposób podany przez Sare'a i Arnold'a, którzy badali wyginanie się kruchych składników kompozytów [108]. Stwierdzili, że proces taki jest możliwy dzięki występowaniu bardzo wysokich naprężeń ściskających w podpowierzchniowych strefach materiału.

Jeżeli pręciki węglików są wystarczająco cienkie, to naprężenia ściskające sumując się z naprężeniami od czystego zginania są w stanie przesunąć oś bezwładności poza węglik, powstrzymując w ten sposób rozwój naprężeń rozciągających, co miałyby miejsce przy czystym zginaniu. W ten sposób na przekroju węglika mamy do czynienia tylko z naprężeniami ściskającymi o różnych wartościach.

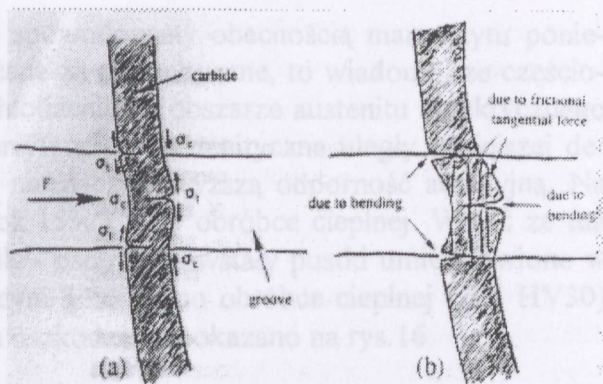
Test pojedynczego zarysowania wskazuje, że większość zwykłych pęknięć powstałych podczas zużycia abrazyjnego, niezależnie od położenia węglików, jest zorientowana prostopadłe do kierunku ruchu rylca. Pęknięcia te są spowodowane rozciągającymi siłami tarcia [29] występującymi na styku materiału i rylca. Inny mechanizm pęknięcia został zaobserwowany gdy długa oś węglików leżała prostopadłe do kierunku ruchu (rys.11). W tym przypadku rylce popycha węglik z tyłu a nie z góry. Podczas tego procesu, węglik wybrzusza się na przedniej powierzchni i powstaje pęknięcie na szczycie tego wybrzuszenia jak pokazano na rys.12 a. Naprężenia rozciągające powodują również pęknięcia na tylnej powierzchni węglika przy krawędziach zarysowania. Na rys.12 b pokazano schemat powstawania pęknięć wywołanych siłami tarcia występującymi podczas ślizgania się rylca po próbce. Autorzy omawianej pracy stwierdzili, że przy zastosowaniu metody pojedynczych zarysowań można obserwować podstawowe mechanizmy występujące podczas abrazyjnej wysokonaprężeniowej.

W pracy [30] Pearce opisał badania abrazyjnej wysokonaprężeniowej żeliw białych. Stwierdził, że podczas ścierania, zużycie następuje na skutek pęknięcia i odrywania z osnowy węglików eutektycznych jak również przez mikroskrwanie i wgniatanie cząstek abrazyjnych. Prosta relacja między twardością i odpornością na zużycie nie została stwierdzona. W teście abrazyjnym (z zastosowaniem koła gumowego do wymuszenia ruchu ścierniwa) ze względu na powszechną dostępność i łatwość w kontrolowaniu kształtu ziaren, został zastosowany płukany piasek kwarcowy o średniej wielkości cząstek $250 \mu\text{m}$.

Materiały do badań wybrano tak by zawierały mniej więcej taki sam udział węglików (30 - 50%), jednak różniły się typem węglików i rodzajem osnowy.



Rys.11 Dwa typy pęknięć powstających w węglkach jako wynik oddziaływania naprężeń rozciągających spowodowanych zginaniem oraz rozciągającymi siłami tarcia [28]



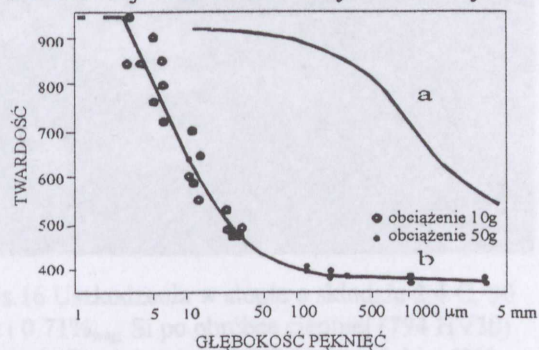
Rys.12 Schemat powstawania pęknięć węglków wywołanych działaniem: a - naprężeń rozciągających tworzących się na przedniej i tylnej powierzchni węglika pod wpływem działania siły F w kierunku ruchu, b - rozciągających sił tarcia powstających podczas ślizgania się rylca po powierzchni próbki [28]

Po ścieraniu zbadano rozkład mikrotwardości na przekroju poprzecznym próbek i porównano ze zmianami zachodzącymi w warstwie podpowierzchniowej kul stosowanych w młynach (rys.13). Utwardzenie próbki nastąpiło do głębokości $50 \mu\text{m}$ natomiast w kuli do 5 mm , co nasuwa wątpliwość, co do poprawności doboru testu laboratoryjnego do symulowania rzeczywistych warunków pracy kul. Generalnie stwierdzono, że nastąpił wzrost twardości powierzchni po ścieraniu w stosunku do twardości rdzenia w materiałach perlitycznych o $30 - 50$, ferrytycznych o 100 a w austenitycznych 300 jednostek relatywnych.

Stopy z eutektyką ciągłą M_3C , tzn. taką w której cementyt eutektyczny tworzy nieprzerwaną sieć (stopy ledeburytyczne), wykazały w stanie lanym silne odkształcenia (rys.14) i pęknięcia węglków oraz tendencje do usuwania osnowy pomiędzy węglkami przez ziarna ścierne. Stwierdzono również efekt „dozbrojenia” jaki występuje zwykle w stopach Ni - Cr polegający na ponownym osadzeniu się połamanych cząstek węglków w osnowie stopu.



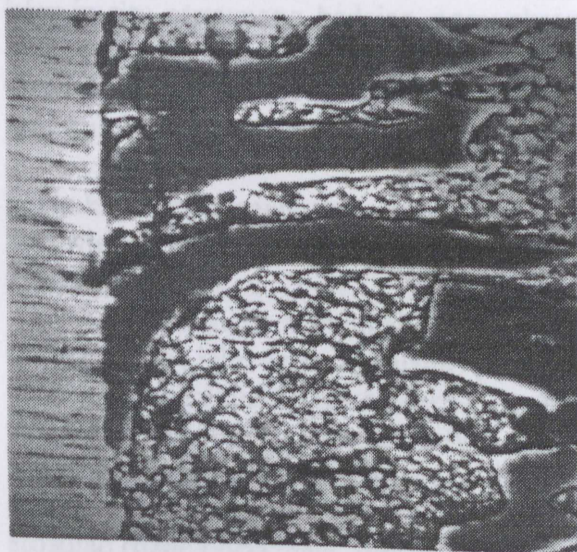
Rys.14 Zniekształcenia węglków M_3C wskutek abrazyj wysokonaprzeźeniowej [30]



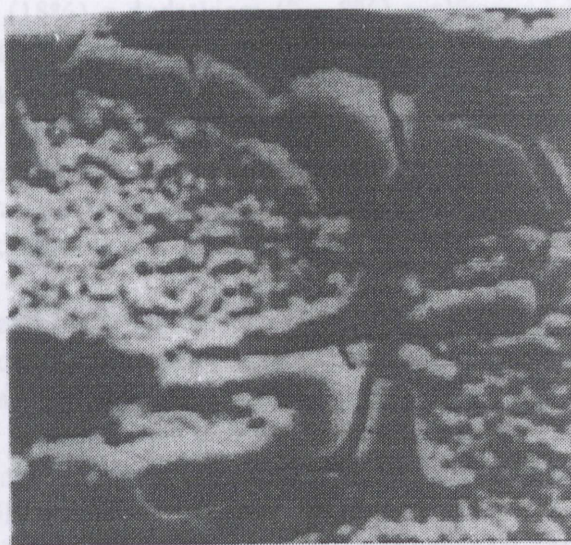
Rys.13 Zmiana mikrotwardości na przekroju poprzecznym: a - kuli ze stopu austenitycznego (3 C, 25 %_{wag.}Cr) po pracy w młynie; b - próbki z żeliwa o strukturze austenitycznej po teście ścierania (2.72 C, 26.6 Cr, 0.78%_{wag.} Si) [30]

Największe uszkodzenia zaobserwowano w stopie o osnowie ferrytycznej (2.13 C, 36 Cr, 0.75%_{wag.}Si). Węgliki uległy fragmentacji i zostały wraz z pokruszonym ścierniwem wbite w osnowę, co mogło spowodować wzrost odporności na zużycie, której wielkość była porównywalna ze stopami o osnowie austenitycznej. W tym ostatnim przypadku węgliki były dość łatwo łamane ale twardość osnowy nie pozwalała na osiągnięcie efektu dozbrojenia. Drobniejsze węgliki M_7C_3 w żeliwie zawierającym 30% Cr były mniej uszkodzone niż w zawierającym 25% Cr, co dało wyższą odporność. W obu materiałach pęknięcie pojawiło się w obszarach osnowy

między płytkami M_7C_3 . Taki stan może być spowodowany obecnością martenzytu ponieważ, mimo że żeliwa te w stanie litym są uważane za austenityczne, to wiadomo, że częściowa przemiana w martenzyt zachodzi podczas chłodzenia, w obszarze austenitu eutektycznego graniczącego z węglkami. Generalnie stopy ferrytyczne i austenityczne uległy silniejszej deformacji niż stopy perlityczne, które wykazały nieznacznie wyższą odporność abrazyjną. Na rys.15 pokazano zużycie stopu zawierającego ok.15% Cr po obróbce cieplnej. Widać że tuż poniżej powierzchni ścieranej, na granicy węglik - osnowa powstały pustki umiejscowione w pobliżu pęknięć węglików. W stopie zawierającym 30% Cr po obróbce cieplnej (794 HV30) ujawniono węgliki „podwójne”. Powstałe w nim uszkodzenia pokazano na rys.16.

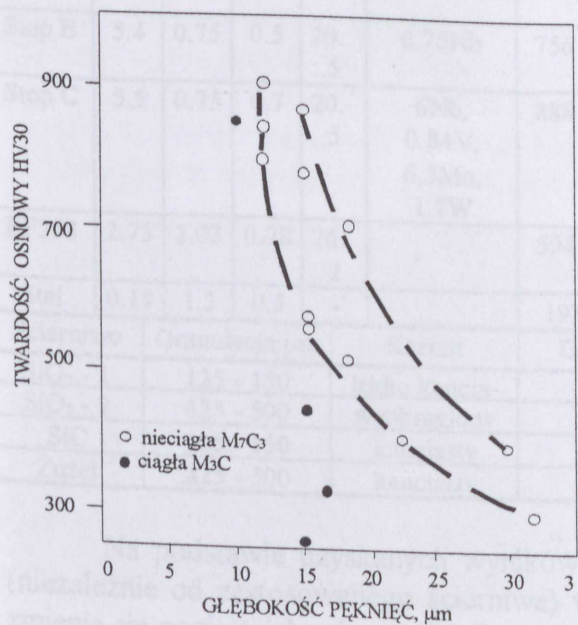


Rys.15 Zużycie stopu o składzie 3.1 C, 14.68 Cr, 0.67%_{wag.} Si po obróbce cieplnej (800 HV30). Węgliki eutektyczne i wtórne typu M_7C_3 w osnowie martenzytowo-perlitycznej [30]



Rys.16 Uszkodzenia w stopie o składzie 2.4 C, 30 Cr i 0.71%_{wag.} Si po obróbce cieplnej (794 HV30) $M_{23}C_6$ - jaśniejsze, M_7C_3 - ciemniejsze [30]

Węgiel zewnętrzny, który został zidentyfikowany (metodą dyfrakcji elektronowej przy badaniu cienkich folii) jako $M_{23}C_6$, na zdjęciu jest jaśniejszy, a M_7C_3 ciemniejszy.

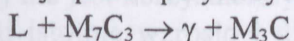


Rys.17 Związek między głębokością pęknięć węglków eutektycznych i mikrotwardością osnowy w której są osadzone [30]

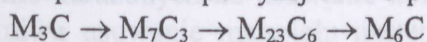
Zwrócono uwagę, że nie wszystkie pęknięcia ujawnione w zewnętrznych węglkach $M_{23}C_6$ przenoszą się na węgliki wewnętrzne M_7C_3 . Opracowany wykres (rys.17) ilustruje zależność głębokości pęknięć węglków od mikrotwardości osnowy stopu. Jak widać, dla nieciągłych wydzieleni węglków M_7C_3 , twardość osnowy wpływa na głębokość pęknięć, przy czym warto zauważyć że po przekroczeniu 500 HV30 dalsze jej umacnianie nie ma już znaczenia. Głębokość pęknięć ciągłych wydzieleni węglków M_3C nie jest zależna od twardości osnowy w której są osadzone.

Problem dwoistej natury węglków eutektycznych rozwinął Pearce w innej pracy wykonanej wspólnie z Elwell'em [31]. Udowodnili oni, że pomimo tego iż węgiel typu Cr_7C_3 jest kinetycznie uprzywilejowany pod-

czas krzepnięcia, jest on metastabilny i podczas obróbki cieplnej może być zastąpiony termodynamicznie trwalszym $Cr_{23}C_6$. Jednoczesne występowanie obu typów węglików stwierdzono również w przerobionych plastycznie stopach do napawania Co-Cr-Fe-Ni [109], gdzie niektóre węgliki $M_{23}C_6$ zawierają niewielki rdzeń M_7C_3 . Podwójną eutektykę węglkową składającą się z M_7C_3 i M_3C stwierdzono także w żeliwach białych zawierających 9% Cr [110]. Ich powstawanie ma miejsce podczas reakcji quasi - perytektycznej:



Ujawniono że w szybko chłodzonych stopach (18% Cr-Mo-W) na granicy osnowa - eutektyczny węgiel M_7C_3 zarodkują węgliki $M_{23}C_6$ i rosną do wewnątrz [111]. W stopach tych nie stwierdzono granic wewnątrz warstwy węglika $M_{23}C_6$. Bezpośredni dowód przemiany węglików in-situ otrzymano badając stopy chromowe (18%) z dodatkiem (3 - 8%) wolframu lub molibdenu, po szybkim krzepnięciu. W stopach tych powstanie eutektyki M_7C_3 i $M_{23}C_6$ jest utrudnione przez skrajnie szybkie chłodzenie mające na celu uzyskanie bardzo drobnej mieszaniny austenitu i węglika M_3C . Odpuszczanie powyżej $600^\circ C$ powoduje łańcuch przemian:



gdzie każdy etap zachodzi według mechanizmu in-situ. W pracy [32], omawiającej wyniki badań wielu autorów, można znaleźć analizę prawdopodobnych przemian węglkowych w różnych materiałach.

W badaniach żeliw białych stosowanych jako materiały do napawania (stop A, B i C - tablica 6) [36] jako ścierniwa użyto piasku kwarcowego o dwóch różnych granulacjach, węglika krzemu oraz żużla wielkopieczowego. Tylko piasek grubszy charakteryzował się wyokrągłymi krawędziami, ziarna pozostałych materiałów były mniej lub bardziej ostro kanciaste.

Testy wykonano dla różnych kątów padania ścierniwa (α) w strumieniu powietrza o prędkości 40m/s. Przed badaniami określono twardość i mikrotwardość wszystkich użytych materiałów stosując różne obciążenia. Informacje dotyczące składów badanych stopów, ich twardości oraz twardości ścierniw zamieszczono w tablicy 6.

Tablica 6. Charakterystyka materiałów stosowanych w badaniach [36].

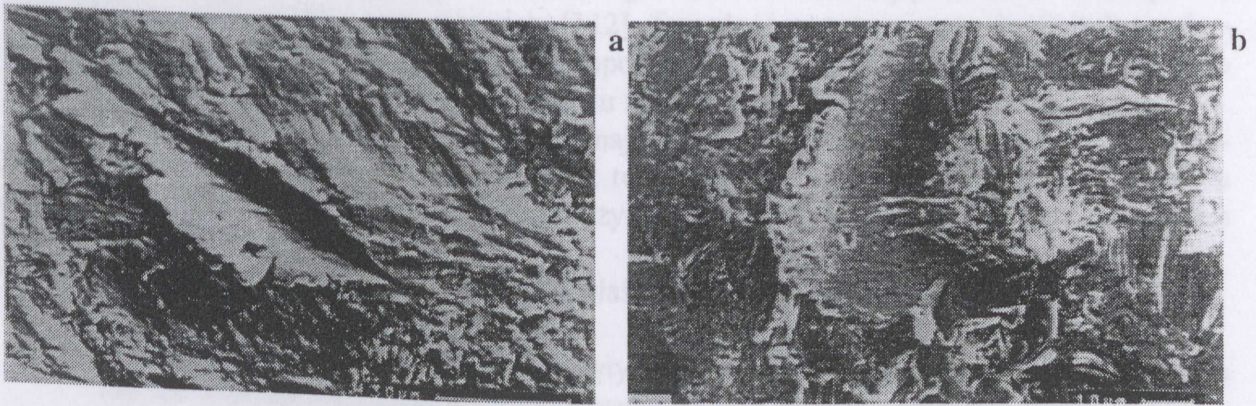
Oznaczenie	Skład stopów na bazie Fe ,					HV	Mikrotwardość				
	%wag.						przy obciążeniu, g				
	C	Mn	Si	Cr	oraz	$2 \times 10^4 g$	50	100	300	500	
Stop A	4.8	0.75	1.5	27	0.57B	831 ± 31	M_7C_3	1840±210			
							osnowa	985±125	853±76	785±33	
Stop B	5.4	0.75	0.5	20.5	6.75Nb	756 ± 33	osnowa	720±77	674±82	580±61	634±39
Stop C	5.5	0.75	0.7	20.5	6Nb, 0.84V, 6.5Mo, 1.7W	888 ± 31	M_7C_3	1800±180			
							osnowa	823±133	744±74	812±86	
BF253	2.73	2.03	0.78	26.2		594 ± 17	osnowa	906±88	791±55	731±57	
Stal	0.19	1.3	0.5	-		193 ± 4					
Ścierniwo	Granulacja μm		Kształt		Gęstość, kg/m^3						
SiO ₂ - 1	125 - 150		lekko kanciasy		2650		1280±120				
SiO ₂ - 2	425 - 500		wyokrągłony		2650		1300±90				
SiC	125 - 150		kanciasty		3150		3200±500				
Żużel	425 - 500		kanciasty		4500		920±230				

Na podstawie uzyskanych wyników można stwierdzić, że nie ma generalnych zmian (niezależnie od zastosowanego ścierniwa) w sposobie zachowania się materiałów, natomiast zmienia się poziom ich odporności. Przy zastosowaniu SiC zużycie żeliw białych (stopy A, B, C i BF253) wzrosło średnio 1.5 razy w stosunku do zużycia piaskiem o tej samej granulacji,



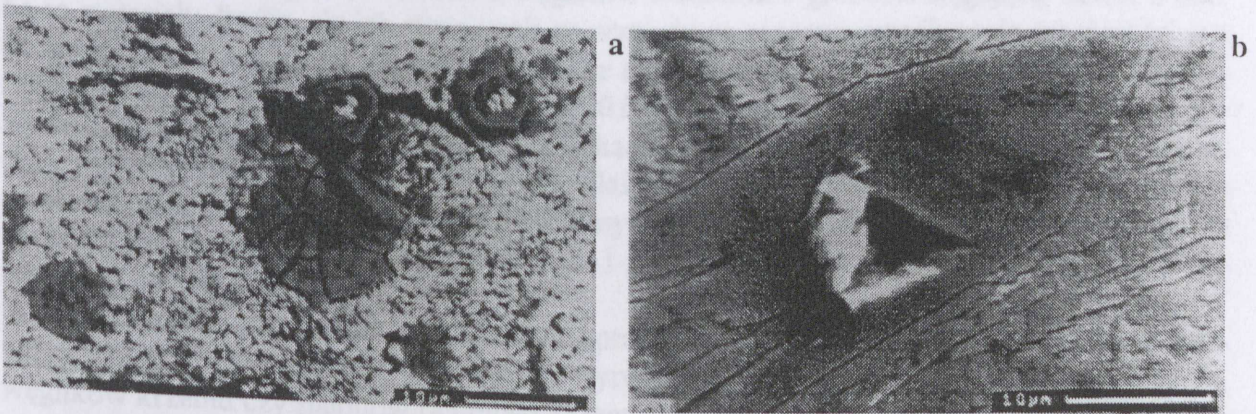
natomiast zużycie piaskiem o większej granulacji ziaren było mniejsze niż dla piasku drobniejszego. Wiąże się to z wyokrąglonym kształtem piasku grubego. We wszystkich tych przypadkach próbki z miękkiej stali (MS) wykazywały znacznie większe zużycie dla niskich kątów padania i wyraźnie mniejsze dla 90° . Twardość tej stali była kilkakrotnie niższa niż pozostałych materiałów, stąd wyciągnięto wniosek że dla dużych kątów padania ścierniwa, obecność twardej fazy węglikowej nie jest korzystna. Sytuacja zmieniła się gdy zastosowano żużel wielkopieczowy. Zużycie stali istotnie wzrosło i dla całego zakresu kąтового przekroczyło zużycie pozostałych materiałów.

Podczas badań mikroskopowych próbek poddanych ścieraniu przy zastosowaniu SiC i SiO_2 stwierdzono, że nie ma na ich powierzchni widocznych cząstek węglików a skład warstw powierzchniowych wydawał się być metalicznym. Przy niskich kątach α wygląd powierzchni sugerował, że osnowa została zużyta w procesach plastycznego ścinania i bruzdowania (rys.18 a) co powodowało powstawanie wystających ponad powierzchnię utwardzonych krawędzi materiału szczególnie narażonych na usuwanie kolejnymi ziarnami ścierniwa. Dla dużych kątów padania ścierniwa usuwanie materiału następowało wskutek zmęczenia powierzchniowego (rys.18 b).



Rys.18 Widok powierzchni po ścieraniu: a - żużlem wielkopieczowym stopu A przy kącie $\alpha = 30^\circ$, b - piaskiem grubym (SiO_2 -2) stopu C przy kącie $\alpha = 90^\circ$ [36]

Po ścieraniu żużlem zaobserwowano węgliki wystające ponad zużyte powierzchnie próbek. Obserwacje pod mikroskopem skaningowym, po głębokim trawieniu ujawniły, że zarówno ziarna piasku jak i węglika krzemu mogą powodować pękanie węglików pierwotnych M_7C_3 oraz węglików niobu występujących w stopach B i C. Wykonane obserwacje po krótkim ścieraniu powierzchni polerowanych potwierdziły te wnioski. Na rys.19 pokazano sposoby niszczenia węglików pierwotnych przez ścierniwo.



Rys.19 Sposób niszczenia węglików pierwotnych stopu A węglikiem krzemu przy kącie padania ścierniwa a - $\alpha = 90^\circ$; widoczne bardzo wyraźne pęknięcia węglika, b - $\alpha = 30^\circ$; widoczne wyraźne wgniecenie węglika z nawarstwieniem materiału wystającym ponad powierzchnię próbki [36]

W przypadku kiedy wydzielenia węglików są łamane, mogą powstawać stosunkowo duże ich ubytki. Dodatkowo, gdy pęknięcia powstają łatwo, duże węgliki wykazują tendencję do szybkiego zużycia, tym samym ich powierzchnie ścierane będą leżeć poniżej poziomu osnowy, która będzie „rozmazana” ponad nimi. Prowadzi to do powstania powierzchni, która wydaje się prawie całkowicie zbudowana z osnowy materiału. W takim wypadku wysoki udział węglików w stopie, będzie powodował (przy powierzchni) wzrost odkształcenia plastycznego nieosłoniętej osnowy, która może być łatwiej usunięta. W ten sposób można wytłumaczyć dlaczego materiał o największym udziale dużych węglików (stop C) wykazuje największe zużycie przy wysokich kątach padania ścierniwa. Przy niskich kątach padania ścierniwa pękanie węglików nie następuje łatwo, więc mogą one stanowić skuteczne wzmocnienie osnowy. Ponieważ żużel wielkopieczowy (ze względu na swoją mniejszą twardość od węglików) nie był w stanie niszczyć węglików, wystawały one ponad zużytą powierzchnię powodując wolniejsze tempo zużycia niż w przypadku materiału nie zawierającego węglików (miękką stal) nawet dla $\alpha = 90^\circ$. W takich sytuacjach duże węgliki pierwotne są niszczone poprzez krawędziowe wyszczerbianie i odłupywanie. Rola mniejszych węglików eutektycznych jest także ważna. Są one łatwo łamane przez ziarna ścierniwa, ale mają swój udział w podwyższeniu twardości osnowy (tablica 9). Aby cząstka mogła spowodować wgniecenie materiału, jej twardość musi być 1.2 razy większa od twardości tego materiału [112]. Twardość zastosowanego żużla była porównywalna z twardością badanych żeliw, prawdopodobnie więc on sam ulegał odkształceniom lub pękaniu, co nie miało już miejsca przy ścieraniu znacznie bardziej miękkiej stali.

Przemysł wydobywczy jest dziedziną najbardziej zainteresowaną materiałami odpornymi na zużycie [101]. Trudnością niestety jest to, że nie ma jednego uniwersalnego materiału nadającego się do wszystkich warunków zużycia. Generalnie materiały odporne na zużycie można podzielić na trzy grupy:

- metale i stopy metali o specjalnych właściwościach,
- ceramikę i kompozyty ceramiczne,
- tworzywa - głównie guma i kompozyty poliuretanowe produkowane jako części stałe lub też w postaci sprayów do natryskiwania warstw zabezpieczających.

Różne rodzaje materiałów mogą być stosowane łącznie jako kombinacje. I tak, części stalowe mogą być połączone z gumą albo z materiałami ceramicznymi, guma może występować w połączeniu z kompozytami ceramicznymi itp. Z danych zebranych w ostatnich latach w USA wynika, że przemysł węglowy zużywa 91% całej produkcji metalowych części odpornych na zużycie, 85% elementów ceramicznych, 65% tworzyw sztucznych, 50% gumowych oraz 20% odlewów bazaltowych. Stwierdzono, że najlepsze rezultaty osiąga się stosując różne materiały wyselekcjonowane do pracy w specyficznych warunkach zużycia. Opracowano szereg materiałów wysokomanganowych do kruszenia wytrzymałych materiałów ściernych. Stosuje się też płytki stalowe pokryte warstwą węglików wolframu o grubości sięgającej nawet 6 mm. Są to materiały drogie, ale ich stosowanie ze względu na znaczne przedłużenie żywotności jest ekonomicznie uzasadnione. Opracowano także tanie nowe materiały. Przykładem jest stal nierdzewna zawierająca 10.5 - 12% Cr, poniżej 0.03%C i poniżej 2.5% innych dodatków stopowych. Jest ona odporna na korozję w warunkach zużycia abrazyjnego, charakteryzuje się niskim współczynnikiem tarcia i doskonałymi właściwościami ślizgowymi a przy tym jest dobrze spawalna. Jest ona tańsza o 50 - 70% od klasycznych stali nierdzewnych, a jej żywotność w zastosowaniach w górnictwie odkrywkowym i podziemnym jest 7 do 10 razy dłuższa w porównaniu do stali węglowych.

Po blisko trzydziestu latach badań, opracowano techniczne materiały ceramiczne zawierające produkty tlenkowe i beztlenkowe wytworzone z dobrze znanych tlenków aluminium, węglików krzemu czy sialonów (aluminio-krzemo-tlenkoazotki) [101]. Kompozyty ceramiczne mogą być stosowane w postaci gotowych płytek o różnych wymiarach i kształtach przygotowanych do klejenia różnymi technikami albo w postaci warstwy natryskiwanej w stanie stopio-

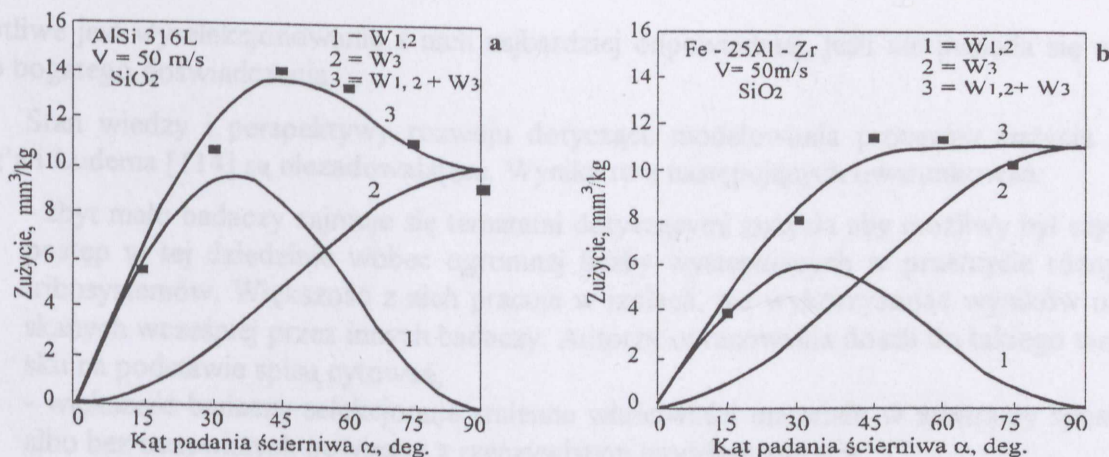
nym specjalnym pistoletem na zabezpieczane powierzchnie. Tam gdzie twarde, odporne na ścieranie stale poddawane są ścieraniu albo korozji, często stosuje się zabezpieczenia z gumy, która dodatkowo zmniejsza poziom hałasu. Dla przykładu w stacji przenośników taśmowych zastosowano specjalną, wzmocnioną gumę do zabezpieczenia dźwigarów. Ich trwałość wzrosła 20 razy przy wzroście kosztów 7.5 krotnym w stosunku do staliwa Hadfield'a. Połączenie gumy bądź poliuretanów z kompozytami ceramicznymi pozwoliło rozwiązać kilka poważnych problemów. Zastosowano je na płytki odchylające, wypełnienia zsyków jak również w warunkach zużycia gruboziarnistym materiałem przy dużych kątach padania ścierniwa (40-90°C). Poliuretanowe elastomery są szeroko stosowane ze względu na ich wyjątkową odporność abrazyjną i erozyjną. Obecnie poliuretany mogą być natryskiwane w szerokim zakresie grubości warstwy, od kilkudziesięciu mikronów do kilku centymetrów, zarówno na powierzchnie płaskie jak i o bardzo skomplikowanym kształcie jak chociażby w przypadku mieszalnika szlamów. Tą metodą można uzyskać warstwy 10 razy bardziej odporne na abrazję od stali węglowych i odporne na korozję w ośrodkach silnie kwaśnych jak i zasadowych (pH 2 - 12).

Jako ekonomiczna alternatywa dla uzyskiwanych sztucznie, odpornych na zużycie, porowatych materiałów ceramicznych, stosowane są odlewy z materiałów naturalnych, takich jak bazalt. Charakteryzują się one doskonałą odpornością chemiczną i abrazyjną oraz znaczną odpornością udarową. Ich główne zastosowanie to rurowe systemy transportu szlamów, kosze i zsyki.

Zastosowanie łuku plazmowego pozwoliło na powierzchniową modyfikację żeliwa szarego chromem [103]. Uzyskano ponad 10% zawartość Cr co spowodowało powstanie w warstwie powierzchniowej struktury żeliwa białego o maksymalnej twardości 1400 - 1500 HV oraz bainitycznej strefy przejściowej o twardości 450 - 650 HV. Warstwa powierzchniowa, zawierająca węgliki M_3C , była bardzo dobrze powiązana z materiałem rodzimym, a jej właściwościami można sterować za pomocą odpowiednio dobranej obróbki cieplnej.

W przypadku połączonego oddziaływania erozji i korozji, mamy do czynienia zwykle ze znacznym przyspieszeniem zużycia. W takich warunkach zdają egzamin austenityczne stale nierdzewne lub ferrytyczne stale chromowe [104]. Te pierwsze mogą pracować w wyższych temperaturach. Stale chromowe w temperaturach powyżej 600°C są narażone na rozrost ziaren i wzrost kruchości. W tak trudnych warunkach stosowane są również stelly i stopy niklu (Inconel). W 1989 roku opatentowano nowy stop o osnowie ferrytycznej, przeznaczony do pracy w warunkach korozyjno - abrazyjnych w wysokich temperaturach [113]. Warunki takie panują przy produkcji nieoczyszczonego kwasu fosforowego. Stop zawiera fazę dyspersyjną i ma następujący skład chemiczny: 0.75 - 1.5 C, 2 - 2.5 Mn, 2 - 3 Mo, 1 - 2 Cu, 0.85 Si, 0.5 - 1 W oraz 24 - 30%_{wag.} Cr.

Zupełnie nowymi materiałami mogą być intermetalicznie uporządkowane stopy na bazie aluminium. Wykonane testy porównawcze zużycia w funkcji kąta padania ścierniwa w temperaturze otoczenia, dotyczące stopu oznaczonego symbolem Fe - 25% Al - Zr oraz stali nierdzewnej oznaczonej wg AISI 316L (00H17N14M2 wg PN-71/H-86020), pokazano na rys.20 [104]. Przy opracowaniu wykresów zastosowano zmodyfikowaną teorię Finnie'a i Bitter'a. Jak widać stop Fe - 25% Al - Zr ma w niemalże całym zakresie zmienności kąta padania ścierniwa lepsze właściwości niż stal 316L, a ponadto gwarantuje niezmiennie warunki zużycia powyżej $\alpha = 45^\circ$. Prawdziwe jego zalety ujawniono podczas badań w wysokich temperaturach ścierając go ziarnami SiC przy prędkości zderzeń 50 m/s [105]. Wyniki dla α równego 30 i 90° oraz temperatur 25, 600 i 900°C zebrano w tablicy 7. Przywołane dane pokazują że tylko dla ścierniwa padającego pod kątem prostym w temperaturze otoczenia, stal nierdzewna miała wyższą odporność. We wszystkich pozostałych przypadkach zdecydowanie przeważa stop Fe - 25% Al - Zr. Przy czym dla $\alpha = 90^\circ$, ta przewaga gwałtownie rośnie wraz ze wzrostem temperatury.



Rys.20 Wyniki testu erozyjnego otrzymanego w temperaturze otoczenia dla: a - stali nierdzewnej 316L, b - stopu intermetalicznego Fe - 25% Al - Zr. $W_{1,2}$ - zużycie przez mikroskrabanie, W_3 - zużycie przez zmęczenie powierzchniowe [104]

Stan ten jest tłumaczony bardzo silną ochroną materiału przed utlenianiem dzięki powstającym warstwom tlenków aluminium.

Tablica 7. Względna objętość usuniętego materiału stali nierdzewnej 316L i stopu intermetalicznego Fe - 25% Al - Zr w różnych temperaturach przy kącie padania ścierniwa 30 i 90° [104]

Materiał	Względna objętość usuniętego materiału w % w stosunku do zużycia stali 316L w temperaturze 25°C dla $\alpha = 30^\circ$					
	$\alpha = 30^\circ$			$\alpha = 90^\circ$		
	25°C	600°C	900°C	25°C	600°C	900°C
Stal 316L	100	211	444	74	74	233
Fe - 25% Al - Zr	81.5	148	259	111	52	37

Problemem który przewija się zawsze przy okazji omawiania odporności na ścieranie, jest wpływ twardości materiałów, bądź stosunku tej twardości do twardości ścierniwa, na szybkość zużycia. Poglądy na ten temat są różne, przeważają jednakże te, które akceptują taki wpływ tylko w przypadku czystych metali lub materiałów w stanie wyżarzonym, tzn. takich, dla których twardość jest konsekwencją zmian w strukturze spowodowanych zmianami składu chemicznego, a nie technologii wytwarzania (obróbka cieplna, obróbka plastyczna). W 1993 roku znany badacz procesów zużycia Sundararajan opublikował swoje poglądy [107] na ten temat, podsumowując poprzednie obszerne prace innych autorów. Potwierdził on, że odporność czystych, wyżarzonych metali na erozję cząstkami stałymi i abrazyję w warunkach testu dwumateriałowego, rośnie liniowo wraz ze wzrostem twardości. Jednak w przypadku stopów, istotny wzrost twardości spowodowany hartowaniem i odpuszczaniem, nie spowodował zmiany odporności erozyjnej, natomiast odporność abrazyjna wzrosła, ale nie w takim stopniu jak dla czystych metali.

4. MATEMATYCZNY OPIS ZUŻYCIA MATERIAŁÓW

4.1 OGÓLNY PRZEGLĄD MODELI ZUŻYCIA STRUMIENIEM ŚCIERNIWA

Przebieg zużycia ściernego jest zależny od wielu złożonych czynników, a jego teoretyczne modelowanie nie doprowadziło do rozwiązań umożliwiających ilościowy opis towarzyszących mu zjawisk, który byłby wystarczający, by z jego pomocą, można było określić praktyczną przydatność konkretnych tworzyw [7]. Problem ten został jednakże już rozwiązany w przypadkach tak skomplikowanych zagadnień jak analiza naprężeń, drgań czy zjawisk mechaniki pękania. W przypadku zużycia ściernego stworzono co prawda bardzo wiele teorii, ale

kłopotliwe jest wyselekcjonowanie z nich najbardziej odpowiedniej, jeśli nie posiada się własnego bogatego doświadczenia.

Stan wiedzy i perspektywy rozwoju dotyczące modelowania procesów zużycia wg Meng'a i Ludema [114] są niezadowolające. Wynika to z następujących uwarunkowań:

- zbyt mało badaczy zajmuje się tematami dotyczącymi zużycia aby możliwy był szybki postęp w tej dziedzinie wobec ogromnej liczby występujących w przemyśle różnych tribosystemów. Większość z nich pracuje w izolacji, nie wykorzystując wyników uzyskanych wcześniej przez innych badaczy. Autorzy opracowania doszli do takiego wniosku na podstawie spisu cytowań,
- większość badaczy selekcjonuje zmienne właściwości materiału w arbitralny sposób, albo bez oczywistych powiązań z rzeczywistym modelem zużycia,
- warunki doświadczalne w nie dość precyzyjny sposób odzwierciedlają symulowany system tribologiczny, co powoduje że badania eksperymentalne wykonane w rzeczywistych warunkach pracy elementu bardzo rzadko weryfikują w sposób wiarygodny istotę modeli,
- większość badaczy przywołuje jeden lub więcej mechanizmów, modeli lub procesów zużycia jako podstawowy.

Ci sami autorzy [114] podali 28 różnych teorii dotyczących możliwości określenia na drodze analitycznej odporności na ścieranie strugą ścierniwa. Zostały one wyselekcjonowane spośród 182 równań najczęściej cytowanych w literaturze. W tablicy 8 przywołano spotykane w nich parametry, które wg autorów decydują o zużyciu. Należy zauważyć że na 32 różne wielkości fizyczne lub materiałowe, najczęściej stosowane są:

- gęstość ścierniwa (32%), średnia wielkość cząstek ściernych (50%) oraz ich prędkość (89%),
- gęstość stopu ścieranego (71%), jego twardość (39%) oraz odporność na kruche pękanie (25%),
- kąt padania ścierniwa (50%).

W nawiasach podano w procentach częstość ich zastosowania w omawianych teoriach.

Spośród opisanych w pracy [1] teorii, część (14) nie uwzględnia wpływu kąta padania ścierniwa [23, 119, 123, 127-132, 137-141]. Ze względu na zakres planowanych badań teorie te nie mogą być zastosowane. Dalsze 4 zostały opracowane dla warunków szczególnych tj. kąta padania równego 90° [117, 121, 134, 135]. Prace [122] oraz [124] dotyczą metali plastycznych, [133] pojedynczych kryształów, [126] kompozytów grafitowo-epoksydowych, a [125] stopu aluminium. Z kolei w pracy [120] autorzy zastosowali równania empiryczne. Z pozostałych czterech teorii [115, 116, 119, 136], teoria Bitter'a [116], która została oparta na wcześniejszych opracowaniach Finne'a [115], spełnia wymagania przewidywane warunkami planowanych badań. Gwarantuje ona analizę zużycia materiałów w funkcji kąta padania ścierniwa i jednocześnie umożliwia rozdzielenie skutków zużycia na mechanizmy składowe takie jak mikroskrawanie oraz zmęczenie powierzchniowe. Nie bez znaczenia jest także fakt, że w innych ośrodkach badawczych, teoria ta jest stosowana i to zarówno w Polsce, (Instytut Odlewnictwa Politechniki Śląskiej w Gliwicach) [142], jak i za granicą, (Centre de Recherches Métallurgiques and University of Liège, Department of Applied Sciences, Metallurgy and Materials Science w Belgii) [104]. Daje to możliwość porównywania wyników opracowań i stwarza podstawę do kontaktów między ośrodkami, których brak wpływa negatywnie na szybkość postępu w badaniach zużycia.

Tablica 8. Parametry decydujące o zużyciu na podstawie badań literaturowych [1]

Nr teorii	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21	22	23	24	25	26	27	28	Udział			
Literatura	115	116	117	118	119	120	121	122	23	123	124	125	126	127	128	129	130	131	132	133	134	135	136	137	138	139	140	141	II	%		
CECHY CZASTEK																																
Gęstość									+							+	+	+					+	+	+			+	+	9	32	
Twardość						+					+																				2	
Moment bezwładności								+																						1		
Współczynnik kształtu						+					+			+																3		
Masa jednostkowa								+																						1		
Wielkość			+				+	+	+	+			+			+	+	+	+	+					+			+	+	14	50	
Prędkość	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+			+	+	+	+	+	+	+	+	+	+				+	+	25	89	
Prędkość odbicia				+																										1		
Energia kinetyczna cząstki																										+				1		
CECHY ATAKOWANEGO MATERIAŁU																																
Gęstość	+	+	+	+		+	+	+	+		+			+		+	+	+				+	+	+	+	+		+	+	20	71	
Twardość						+			+		+					+	+	+					+	+	+	+			+		11	39
Wytrzymałość plastyczna	+							+															+							3		
Moduł Young'a																										+		+		2		
Odporność na kruche pękanie																+	+	+							+	+		+	+	7	25	
Zgniot krytyczny																							+					+		2		
Głębokość deformacji																												+		1		
Przyrost naprężenia na uderze-																												+		1		
Przewodność cieplna														+																1		
Temperatura topnienia																												+		2		
Entalpia topnienia																														1		
Energia ścinania (skrawania)		+		+																										2		
Energia deformacji		+		+																										2		
Odporność erozyjna						+					+																			2		
Pojemność cieplna																												+		1		
Masa cząsteczkowa ziarna																			+											1		
Parametr wad Weibull'a			+				+																							2		
Stała Lamé																		+	+											2		
Wielkość ziarna																											+			1		
CECHY UKŁADU																																
Kąt padania	+	+	90	+		+	90	+			+	+	+																	14	50	
Kąt padania max zużycia												+																			1	
EK przekazana z cząstki													+																+	2		
Temperatura																															1	
Ilość stałych	2	3	3	1	2	10	3	2	1	6	1	4	4	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	3	3		

4.2 TEORIA BITTER'A I JEJ MODYFIKACJE

Bitter ogłosił swoją pracę w 1963 roku. Oparta jest ona na teoriach sprężystości, plastyczności i skrawania, a jej idea polega na możliwości opisu właściwości ściernych materiału przez zestaw parametrów materiałowych (y , H , D), energetycznych (E , R) oraz kinetycznych (V , K) [116]. Zgodnie z nią charakterystyki zużycia Z (rys.21), jako funkcje kąta padania ścierniwa α , można rozłożyć na dwie składowe, z których W_1 i W_2 obrazują zużycie wskutek mikroskrawania, a W_3 w wyniku wykruszania mikroobjętości materiału spowodowanego zmęceniem powierzchniowym.

W zależności od tego, czy mamy do czynienia z materiałem miękkim i plastycznym (rys.21a), czy twardym i kruchym (rys.21b), udział wspomnianych mechanizmów jest różny. Zużycie materiałów w wyniku oddziaływania strumienia ścierniwa, Bitter opisał następującymi zależnościami matematycznymi:

$$W_1 = \frac{2 \cdot M \cdot C(V \cdot \sin \alpha - K)^2}{\sqrt{V \cdot \sin \alpha}} \left[V \cdot \cos \alpha - \frac{C \cdot R(V \cdot \sin \alpha - K)^2}{\sqrt{V \cdot \sin \alpha}} \right] \quad (1)$$

$$W_2 = \frac{M}{2 \cdot R} \left[V^2 \cdot \cos^2 \alpha - K_1 (V \cdot \sin \alpha - K)^{1.5} \right] \quad (2)$$

$$W_3 = \frac{M}{2 \cdot E} (V \cdot \sin \alpha - K)^2 \quad (3)$$

Całkowite zużycie objętościowe Z materiałów będzie sumą dwóch składowych:

$$\text{dla zakresu do } \alpha_0 \quad Z_1 = W_1 + W_3 \quad (4)$$

$$\text{dla zakresu powyżej } \alpha_0 \quad Z_2 = W_2 + W_3 \quad (5)$$

$$\text{dla } \alpha \approx 90^\circ \quad Z_3 = W_3 \quad (6)$$

gdzie: α_0 jest granicznym kątem padania ścierniwa tzn. takim, dla którego spełnione są następujące warunki; $W_1 = W_2$ oraz $dW_1/d\alpha = dW_2/d\alpha$

Parametry wchodzące do równań to:

szybkość krytyczna cząstek, przy której następuje tylko odkształcenie sprężyste,

$$K = 1.56 \cdot y^{2.5} \cdot D^{-0.5} \cdot H^2 \left[\frac{\text{m}}{\text{s}} \right] \quad (7)$$

wartości stałe dla pary tribologicznej materiał ścierny - ścierniwo:

$$C = \frac{0.288}{y} \cdot \left(\frac{D}{y} \right)^{0.25} \left[\frac{\text{m}^3 \cdot \text{s}}{\text{N}} \right] \quad (8)$$

$$K_1 = 0.82 \cdot y^2 \cdot \left(\frac{y}{D} \right)^{0.25} \cdot H^2 \left[\sqrt{\frac{\text{m}}{\text{s}}} \right] \quad (9)$$

$$H = \left(\frac{1 - \mu_1^2}{E_1} + \frac{1 - \mu_2^2}{E_2} \right) \left[\frac{\text{m}^2}{\text{N}} \right] \quad (10)$$

Zmienne opisujące proces zużycia są następujące:

D - „gęstość” umowna materiału ściernego [Nm^2/s^4],

y - granica sprężystości dynamicznej [MPa],

μ_1 , μ_2 - współczynnik Poisson'a materiału ściernego i ściernego,

E_1 , E_2 - moduł Young'a materiału ściernego i ściernego [MPa],

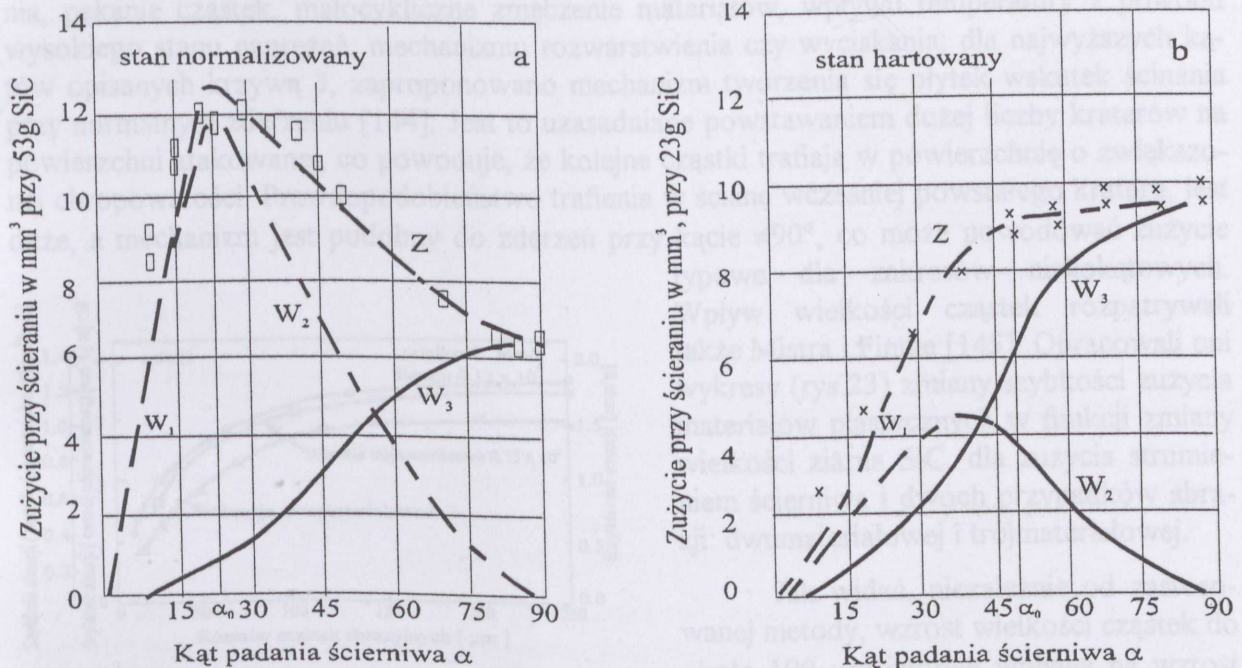
V - szybkość padania cząstek [m/s],

α - kąt padania cząstek (ścierniwa),

M - całkowita masa cząstek [kg],

E - energia potrzebna do wykruszenia jednostki objętości materiału [J/m^3],

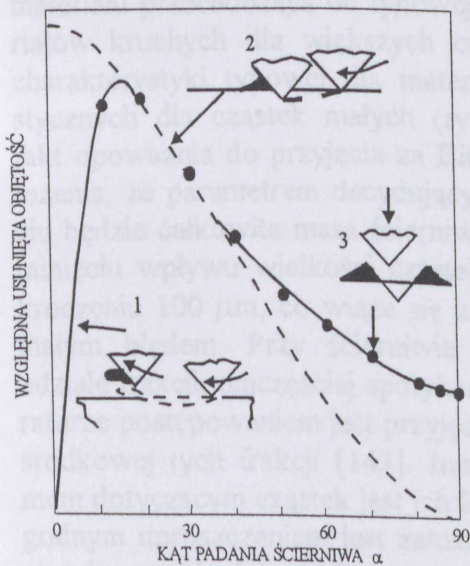
R - energia potrzebna do zeskrawania jednostki objętości materiału [J/m^3].



Rys.21 Wpływ kąta padania ścierniwa α na zużycie Z stali węglowej (0.5 - 0.6% C; 0.6 - 0.9% Mn) a - w stanie znormalizowanym, b - w stanie hartowanym; W_1 - zużycie przez mikroskrawanie do granicznego kąta α_0 , W_2 - zużycie przez mikroskrawanie powyżej kąta α_0 , W_3 - zużycie w wyniku wykruszenia mikroobjętości materiału, spowodowanego zmęczeniem powierzchniowym [116]

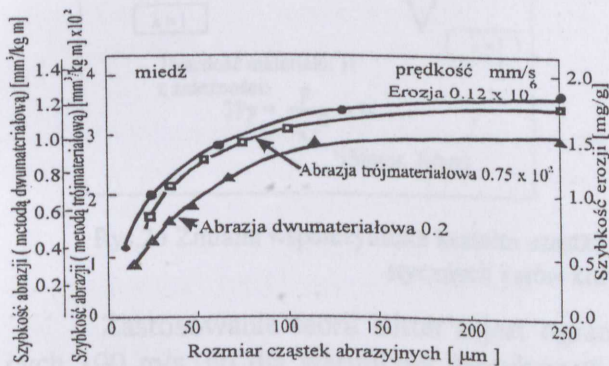
Teoria zaproponowana przez Bitter'a w dostatecznie dobry sposób (co wynika z wcześniejszych badań) opisuje dane doświadczalne uzyskane podczas procesów prowadzonych w temperaturze otoczenia. Wykazuje ona niestety również pewne niedociągnięcia, jak chociażby

blżej nieokreślone pojęcie „gęstości” (D) materiału ścierającego. Wielkość ta wynika zarówno z faktycznej gęstości materiału cząstek, jak i ich kształtu oraz wielkości styku z powierzchnią atakowaną. Poprawny dobór tego parametru wymaga dużego doświadczenia tym bardziej że sposób oddziaływania cząstek w zależności od kąta padania ścierniwa jest różny jak pokazano to na rys.22 [143]. Przy uwzględnieniu kilku uproszczeń można rozpatrzeć ruch cząstki, w której siła jest przyłożona do jej ostrej krawędzi. Dla małych kątów padania ścierniwa cząstki tworzą kraterki spiętrzając materiał i opuszczają powierzchnię, bądź usuwają kawałki materiału jak podczas skrawania. Jego ilość jest przyjmowana jako równa powierzchni omiatanej przez koniuszek cząstki. Intensywność zużycia w tym zakresie opisuje krzywa 1. Materiał nagromadzony, jest stosunkowo łatwo usuwany przez kolejne cząstki. W przypadku uderzenia przez ziarno w atakowany materiał płaską powierzchnią nie zaobserwo-



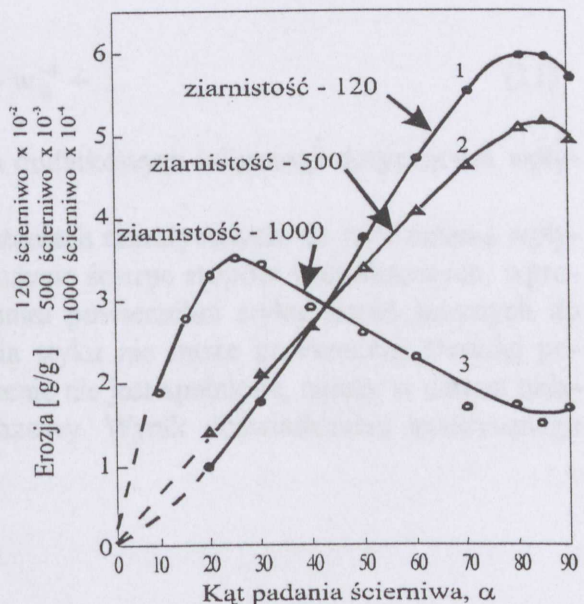
Rys.22 Sposób usuwania materiału z powierzchni próbki przez ścierniwo w zależności od kąta jego padania [143]

wano znaczących efektów. Maksymalna intensywność zużycia występuje, gdy cząstki wyczerpują całą swoją energię podczas kontaktu ale nie grzęzną w materiale. Dla wyższych kątów padania ścierniwa, intensywność zużycia opisana krzywą 2 (rys.22) wiąże się, jak stwierdzono, z unieruchomieniem ziaren ścierniwa, które wykonały swą pracę spiętrzając materiał przed sobą i z boków. Materiał ten jest jak poprzednio, łatwy do całkowitego usunięcia przez kolejne cząstki. Po rozpatrzeniu takich zjawisk jak: wzrost kruchych właściwości wskutek utwardzania, pękanie cząstek, małowyciskowe zmęczenie materiałów, wpływu temperatury z powodu wysokiego stanu naprężeń, mechanizmu rozwarstwienia czy wyciskania; dla najwyższych kątów opisanych krzywą 3, zaproponowano mechanizm tworzenia się płytek wskutek ścinania przy normalnym zderzeniu [144]. Jest to uzasadniane powstawaniem dużej liczby kraterów na powierzchni atakowanej, co powoduje, że kolejne cząstki trafiają w powierzchnię o zwiększonej chropowatości. Prawdopodobieństwo trafienia w ścianę wcześniej powstałego krateru, jest duże, a mechanizm jest podobny do zderzeń przy kącie $\neq 90^\circ$, co może powodować zużycie typowe dla zakresów niskokątowych.



Rys.23 Szybkość zużycia materiału plastycznego (miedź) jako funkcja wielkości cząstek SiC dla erozji (utrata masy / masa cząstek), abrazyj dwumateriałowej i trójmateriałowej (objętość usunięta / obciążenie \times droga ruchu) [145]

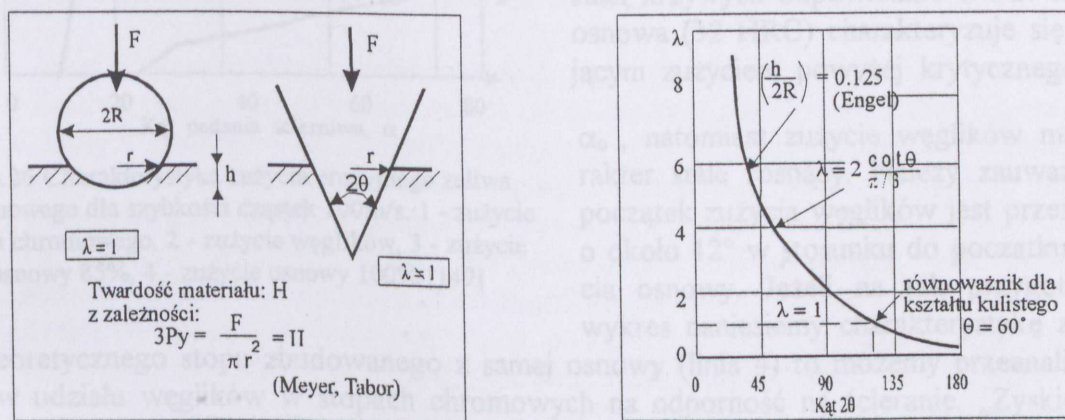
plastycznych, nie zmienia generalnie charakterystyki zużycia. Inaczej przedstawia się wpływ wielkości cząstek w odniesieniu do materiałów kruchych [146]. Badania wykonane na szkło pokazały zasadniczą zmianę zachowania się materiału przechodzącą od typowej dla materiałów kruchych dla większych cząstek, do charakterystyki typowej dla materiałów plastycznych dla cząstek małych (rys.24). Ten fakt upoważnia do przyjęcia za Bitter'em założenia, że parametrem decydującym o zużyciu będzie całkowita masa ścierniwa przy pominięciu wpływu wielkości cząstek po przekroczeniu $100 \mu\text{m}$, co wiąże się z pomijalnie małym błędem. Przy ścierniwie o różnym udziale frakcji, najczęściej spotykanym w literaturze postępowaniem jest przyjęcie wartości środkowej tych frakcji [143]. Innym problemem dotyczącym cząstek jest ich kształt. Wygodnym uproszczeniem jest założenie o kulistości cząstek ściernych, co powoduje, że współczynnik kształtu λ spotykany w literaturze przyjmuje wartość „1”. Tak samo wygląda



Rys.24 Erozja materiału kruchego (szkło) jako funkcja wielkości cząstek SiC : 1 - $127 \mu\text{m}$, 2 - $21 \mu\text{m}$, 3 - $9 \mu\text{m}$ [146]

sprawa w przypadku, gdy charakterystyczne kąty cząstki 2θ wynoszą około 120° [147].

Gdy cząstki mają ostre krawędzie powinniśmy uwzględnić to w odpowiednim doborze wartości λ i skorzystać ze zmodyfikowanych przez Magnée'a opisów matematycznych [104], bądź jak to przyjął Bitter, skompensować to wzrostem „gęstości” D materiału ścierniwa. Zmianę współczynnika kształtu w zależności od charakterystycznych kątów krawędzi cząstek zilustrowano na rys.25.



Rys.25 Zmiana współczynnika kształtu cząstki ścierniej λ w zależności od wielkości charakterystycznych kątów krawędzi cząstek θ [104]

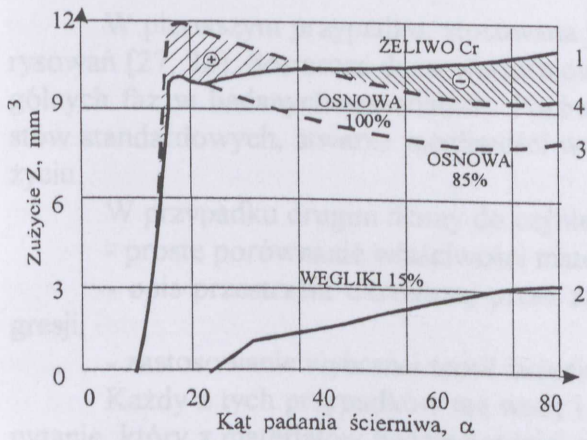
Zastosowanie teorii Bitter'a jest ograniczone do prędkości cząstek nie przekraczających 100 m/s, co dla warunków spotykanych w przemyśle jest z reguły wystarczające. Gdy cząstki przekraczają prędkość dźwięku dochodzi do naddźwiękowych uderzeń prowadzących do sprzężenia dynamicznego i gwałtownych efektów termicznych. Są to zupełnie inne procesy występujące w przemyśle lotniczym i kosmicznym i wymagają one odrębnego ujęcia.

Zaletą teorii Bitter'a jest możliwość jej dalszej modyfikacji i uzupełniania. Taką możliwość daje np. zastosowanie prawa mieszanin. W pracy [148] stwierdzono, że przy ścierniu abrazyjnym tworzyw wielofazowych, przy ocenie ich odporności na zużycie, odporność całkowita jest sumą ilorazów udziału objętościowego danej fazy f_x i odporności na zużycie tej fazy w_x^{-1} zgodnie z formułą (11):

$$w_v^{-1} = f_A \cdot w_A^{-1} + f_B \cdot w_B^{-1} + \dots \quad (11)$$

Można w ten sposób doprowadzić do pozyskania dodatkowych informacji dotyczących wpływu składników struktury na zużycie.

Prawo to zastosował Jura [149], w rozważaniach teoretycznych, do rozdzielenia wpływu fazy węglkowej i osnowy na odporność na zużycie ściernych stopów wielofazowych, wprowadzając jednakże ograniczenie dotyczące stosunku powierzchni styku ziaren ściernych do średniej powierzchni wydzieleni faz. Powierzchnia styku nie może przekraczać średniej powierzchni wydzieleni faz. Jeżeli powyższe zastrzeżenie nie jest spełnione, należy w danym układzie traktować materiał atakowany jako jednofazowy. Wynik doświadczenia analitycznego pokazano na rys.26.



Rys.26 Charakterystyka zużycia erozyjnego żeliwa chromowego dla szybkości cząstek 100m/s. 1 - zużycie stopu chromowego, 2 - zużycie węglików, 3 - zużycie osnowy 85%, 4 - zużycie osnowy 100% [149]

dla teoretycznego stopu zbudowanego z samej osnowy (linia 4) to możemy przeanalizować wpływ udziału węglików w stopach chromowych na odporność na ścieranie. „Zyskiem” w analizowanym przypadku jest zmniejszenie zużycia dla małych kątów padania ścierniwa, co w zakreśwanym polu zaznaczono plusem, natomiast „straty” (oznaczone minusem) w stosunku do stosowania czystszej osnowy pojawiają się powyżej $\alpha \approx 50^\circ$.

5. ANALIZA PRZEGLĄDU LITERATURY

W aktualnej literaturze dotyczącej odporności na zużycie z udziałem cząstek stałych niewiele jest informacji na temat planowania badań i ich matematycznego opracowania. Takie postępowanie jest, z punktu widzenia możliwości interpretacji wyników jak również z punktu widzenia ekonomii procesów prowadzenia badań, nieuzasadnione. Aby maksymalnie ograniczyć liczbę stopów, a tym samym ilość drogich i pracochłonnych doświadczeń, celowe jest zastosowanie w badaniach metody statystycznego planowania eksperymentu. Tego typu postępowanie w zakresie Inżynierii Materiałowej zostało zapoczątkowane w kraju pracą [150] już w 1976 roku przynosząc spodziewane oszczędności. Prace prowadzone tą metodą pozwalają na minimalizację liczby doświadczeń przy zachowaniu prawidłowego wnioskowania o końcowych wynikach [151]. Najistotniejszą zaletą komputerowego wspomaganie programowania i przetwarzania wyników badań jest ich efektywność. Po wykonaniu badań doświadczalnych według z góry założonego planu eksperymentu i ustaleniu równań regresji, dalszy tok postępowania pozwala na realizację dowolnego planu badań, nie wykraczającego poza skrajne obszary badań eksperymentalnych. Rezygnacja z takiej drogi postępowania powoduje konieczność odniesienia otrzymanych wyników do wytypowanego materiału porównawczego. Jednocześnie uniemożliwia ilościowe określenie wpływu zmian struktury, bądź w szczególnych warunkach składu chemicznego na badaną właściwość. Takie postępowanie uniemożliwia przewidywanie w szerokim zakresie spodziewanych właściwości materiałów. Przy dużej ilości zmiennych i wielopłaszczyznowym ich oddziaływaniu, nieodzowne jest matematyczne opracowanie danych. W przeciwnym razie poprawne wnioskowanie jest bardzo utrudnione lub wręcz niemożliwe.

Ogólnie kierunki badań odporności na ścieranie z udziałem cząstek stałych podane na str.9 zmiierzają do:

- poznania mechanizmów zużycia,
- poprawy odporności na zużycie.

Całkowite zużycie żeliwa chromowego przedstawia linia 1. Prawie w całym zakresie zużycie rośnie w funkcji kąta padania ścierniwa. Jeżeli dokonamy rozdzielenia całkowitego zużycia na fazę węglkową zajmującą 15% w stopie i osnowę stanowiącą pozostałe 85% to uzyskamy składowe w postaci krzywych odpowiednio 2 i 3. Miękką osnowa (32 HRC) charakteryzuje się malejącym zużyciem powyżej krytycznego kąta

α_0 , natomiast zużycie węglików ma charakter stale rosnący. Należy zauważyć że początek zużycia węglików jest przesunięty o około 12° w stosunku do początku zużycia osnowy. Jeżeli na tak przygotowany wykres naniesiemy charakterystykę zużycia

W pierwszym przypadku, stosowana już przez wielu badaczy metoda pojedynczych zarysowań [27, 28], dostarcza dużo wartościowych informacji na temat zachowania się poszczególnych faz w badanych materiałach. Porównanie tak uzyskanych informacji z wynikami testów standardowych, stwarza możliwości wnioskowania o mechanizmach decydujących o zużyciu.

W przypadku drugim mamy do czynienia z wynikami badań, które umożliwiają:

- proste porównanie właściwości materiałów,
- opis przestrzeni określonej przez zakresy zastosowanych zmiennych równaniami regresji,
- zastosowanie wybranej teorii zużycia do opisu wyników badań.

Każdy z tych przypadków ma wady i zalety. Badania porównawcze dają odpowiedź na pytanie, który z materiałów będzie bardziej odporny w określonych warunkach. Nie ma w tym przypadku bezpośredniej możliwości rozciągnięcia interpretacji wyników na inne materiały. Zaletą natomiast jest całkowita pewność otrzymanego wyniku. Znacznie lepszym rozwiązaniem, ale i bardziej skomplikowanym, jest próba odpowiedzi na pytanie: jakie właściwości materiałów decydują o ich odporności na zużycie? i w jak istotny sposób zmienia się ich wpływ w zależności od zmian warunków pracy? Tak postawione zadanie wymaga z reguły zastosowania zarówno planu eksperymentu, jak i matematycznego opracowania danych doświadczalnych. Jakość wyników, w tym wypadku, jest określona wartością parametrów statystycznych otrzymanych równań. Zastosowanie opisu matematycznego upoważnia nas do objęcia interpretacją całej przestrzeni objętej zmiennymi, a nie tylko konkretnych punktów pomiarowych.

Ostatnia z trzech możliwości upoważnia nas do interpretacji wyników wykraczających poza przestrzeń objętą zakresem zmiennych. Dla przykładu: przy zastosowaniu teorii Bitter'a, charakterystyka zużycia badanego materiału (patrz rys.21), może być określona w pełnym zakresie zmienności kąta padania ścierniwa ($\alpha = 0 - 90^\circ$) na podstawie 5 punktów z przedziału np. $\alpha = 15 - 60^\circ$. Daje to oczywiście wymierne oszczędności czasowe i finansowe. Dokładność aproksymacji określona jest wartością parametrów statystycznych dopasowania. Analiza jednakże dotyczy tylko zbadanego przypadku.

Podczas planowania badań i przy projektowaniu stanowiska badawczego, należy wziąć pod uwagę czynniki, które mogą zakłócić uzyskanie poprawnych wyników. W zakresie wysokich temperatur mogą być nimi np. przyspieszenie procesu utleniania powierzchni próbek, zdrowienie materiału czy procesy wydzieleniowe (w przypadku struktur nie będących w stanie równowagowym). Z prac [37, 38, 42] wynika, że połączone oddziaływanie korozji i abrazji powoduje kilkukrotny wzrost zużycia materiałów. W warunkach badań laboratoryjnych można bronić się przed takim procesem stosując atmosfery ochronne [152, 153]. Powoduje to konieczność dodatkowej komplikacji stanowiska, podnosi koszt jego wykonania, a także koszty przeprowadzenia badań.

Problem ten występuje w minimalnym zakresie, gdy badania dotyczą materiałów odpornych na korozję w wysokich temperaturach i jednocześnie odpornych na zużycie ściernie. Jak wynika z doniesień literaturowych [104, 113], materiałami spełniającymi taki warunek są ferrytyczne stopy chromowe, które są odporne na połączone oddziaływanie korozji i abrazji do 600°C . Ponadto, po wyżarzaniu zupełnym, struktura tych stopów jest stabilna w wysokich temperaturach, co minimalizuje niebezpieczeństwo wpływu ewentualnych procesów wydzieleniowych na wyniki pomiarów.

Problem stopnia odtworzenia, w warunkach instalacji laboratoryjnych, rzeczywistych warunków pracy elementów narażonych na intensywne zużycie także może wpływać na wartość otrzymanych wyników. Warunki ekonomiczne zmuszają badaczy do skracania czasów eksperymentu, co osiąga się, w omawianym przypadku, przez zastosowanie twardszych i bardziej kanciastych ścierniw. Oszczędności są również związane ze stosowaniem piasku kwarcowego w miejsce droższych i trudniej dostępnych materiałów [30]. Jak można wywniosko-

wać z prac [36, 152], w których, w odniesieniu do grupy różnych stopów, zastosowano różne rodzaje ścierniw, poziom odporności tych materiałów istotnie zależał od twardości, kruchości i kształtu ziaren. Natomiast, co jest ważne, zmiana rodzaju zastosowanego ścierniwa nie powodowała zmiany charakteru zużycia. Wydaje się zatem, że w przypadkach, w których celem badań nie jest kinetyka zużycia, z powodzeniem można stosować piasek kwarcowy w miejsce innych ścierniw.

Wydaje się, że dla warunków występujących podczas atakowania materiałów strumieniem ścierniwa w podwyższonych temperaturach, celowe jest podjęcie próby zastosowania teorii Bitter'a do opisu wyników zużycia. Jest to uzasadnione możliwością analizowania, w funkcji zmian kąta padania ścierniwa, wpływu poszczególnych mechanizmów występujących w tych warunkach, na zużycie całkowite. Takie opracowanie dałoby możliwość rozszerzenia stosowalności teorii Bitter'a na warunki pracy elementów często występujące w przemyśle (np. wspomniane we wstępie zawirowywacze mieszaniny powietrzno - węglowej).

Również celowe jest powiązanie materiałowych i energetycznych parametrów Bitter'a (patrz rozdział 4.2) równaniami regresji z właściwościami materiałów oraz ich składem chemicznym. Zastosowanie takiego postępowania, w odniesieniu do grupy stopów o jednako-wej pod względem jakościowym strukturze, powinno zapewnić uzyskanie rozwiązań o dobrej dokładności opisu. W ten sposób rozwiązane zadanie, dla konkretnych warunków pracy (rozumianych jako temperatura procesu oraz kąt, prędkość padania i rodzaj ścierniwa) umożliwi wyselekcjonowanie materiału o najlepszych cechach oraz określenie jego właściwości i charakterystyki zużycia. W efekcie, na etapie projektowania elementów urządzeń, możliwe będzie prawidłowe dobieranie materiałów z ich pełną charakterystyką użytkową.

6. CEL I TEZY PRACY

Jak wynika z dokonanego przeglądu literatury, w przypadku elementów maszyn i urządzeń przeznaczonych do pracy w podwyższonych temperaturach, w warunkach narażenia na zużycie strumieniem ścierniwa, obserwuje się lukę w możliwości analizy zachowania się materiałów w funkcji zmian ich składu chemicznego i struktury. Ponadto, w większości dostępnych opracowań brak jest procesu planowania badań, a co za tym idzie, również matematycznego ich opracowania. Opisany stan jest przyczyną braku gotowych procedur postępowania, umożliwiających prognozowanie charakterystyk zużycia materiałów dla pełnego zakresu kąta padania ścierniwa w funkcji zmian zawartości składników stopowych i zmian struktury. Sytuacja powyższa powoduje duże straty ekonomiczne.

Biorąc powyższe pod uwagę, za cel pracy przyjęto, sprawdzenie skuteczności teorii Bitter'a w odniesieniu do opisu procesów zużycia strumieniem ścierniwa, ferrytycznych stopów Fe-Cr-C w temperaturze 450°C.

Teza 1:

Wyznaczenie parametrów materiałowych i energetycznych ścierania zawartych w teorii Bitter'a dla tworzyw nagranych do wyższych temperatur oraz powiązanie ich stosownymi zależnościami ze składem chemicznym oraz strukturą tych tworzyw umożliwia przewidywanie ich odporności na wysokotemperaturowe zużycie strumieniem ścierniwa.

Teza 2:

Różna prędkość zużywania się stopów ferrytyczno - węglkowych na skutek oddziaływania strumienia ścierniwa, związana jest głównie z różną ilością i różnym stopniem rozdrobnienia fazy węglkowej, a efekty niszczenia ujawniają się zarówno w obrębie stref leżących bezpośrednio przy powierzchni materiału, jak i na znacznie większych głębokościach.

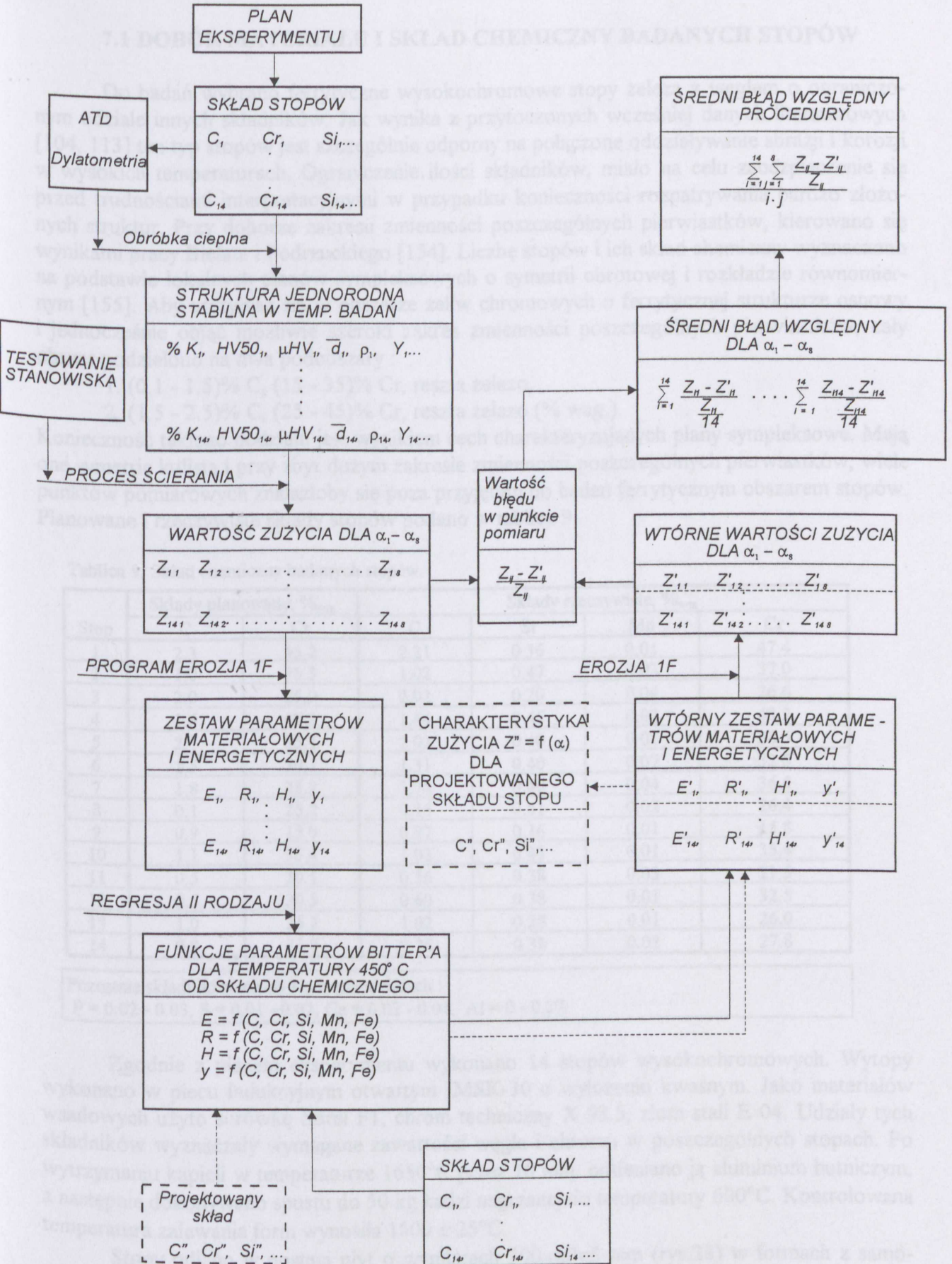
Założenia:

1. Aby umożliwić odniesienie wyników badań zużycia do składu chemicznego badanych stopów, stopy te muszą charakteryzować się jakościowo jednakową strukturą.
2. Właściwości stopów muszą być stabilne w warunkach badań.

Plan zrealizowania celu pracy:

1. Wyznaczenie obszaru zmienności składów chemicznych stopów oraz, przy zastosowaniu planu eksperymentu, przyjęcie stopów do badań.
2. Określenie właściwości oraz jakościowych i ilościowych parametrów mikrostruktury stopów w stanie surowym i wyżarzonym.
3. Określenie zużycia Z stopów w funkcji kąta padania ścierniwa α .
4. Obliczenie, przy zastosowaniu programu Erozja 1F, materiałowych (y , H) i energetycznych (E , R) parametrów Bitter'a.
5. Powiązanie (przez zastosowanie metody regresji II rodzaju) parametrów Bitter'a stosownymi funkcjami ze składem chemicznym oraz strukturą stopów.
6. Obliczenie, z opracowanych równań, wtórnych parametrów (y' , H' , E' , R').
7. Wykorzystanie wtórnych parametrów y' , H' , E' i R' do obliczenia (przy zastosowaniu programu Erozja 1F) teoretycznej wartości zużycia Z' dla każdego punktu pomiarowego.
8. Porównanie zmierzonych wartości zużycia Z z obliczonymi Z' dla każdego punktu pomiarowego i określenie na tej podstawie całkowitego błędu zastosowanej procedury.
9. Odniesienie otrzymanych wyników badań do zastosowań przemysłowych.

Algorytm postępowania, w postaci schematu blokowego, pokazano na rys.27.



Rys.27 Schemat blokowy algorytmu postępowania

7. BADANIA WŁASNE

7.1 DOBÓR MATERIAŁU I SKŁAD CHEMICZNY BADANYCH STOPÓW

Do badań wybrano ferrytyczne wysokochromowe stopy żelaza z węglem o ograniczonym udziale innych składników. Jak wynika z przytoczonych wcześniej danych literaturowych [104, 113] ten typ stopów jest szczególnie odporny na połączone oddziaływanie abrazji i korozji w wysokich temperaturach. Ograniczenie ilości składników, miało na celu zabezpieczenie się przed trudnościami interpretacyjnymi w przypadku konieczności rozpatrywania bardzo złożonych struktur. Przy doborze zakresu zmienności poszczególnych pierwiastków, kierowano się wynikami pracy Bielata i Podruckiego [154]. Liczbę stopów i ich skład chemiczny wyznaczono na podstawie lokalnych planów sympleksowych o symetrii obrotowej i rozkładzie równomiernym [155]. Aby utrzymać się w obszarze żeliw chromowych o ferrytycznej strukturze osnowy i jednocześnie objąć możliwie szeroki zakres zmienności poszczególnych pierwiastków, cały obszar podzielono na dwa podobszary :

1. (0.1 - 1.5)% C, (15 - 35)% Cr, reszta żelazo,
2. (1.5 - 2.5)% C, (25 - 45)% Cr, reszta żelazo (% wag.).

Konieczność takiego podziału jest wynikiem cech charakteryzujących plany sympleksowe. Mają one symetrię kulistą i przy zbyt dużym zakresie zmienności poszczególnych pierwiastków, wiele punktów pomiarowych znalazłoby się poza przyjętym do badań ferrytycznym obszarem stopów. Planowane i rzeczywiste składy stopów podano w tablicy 9.

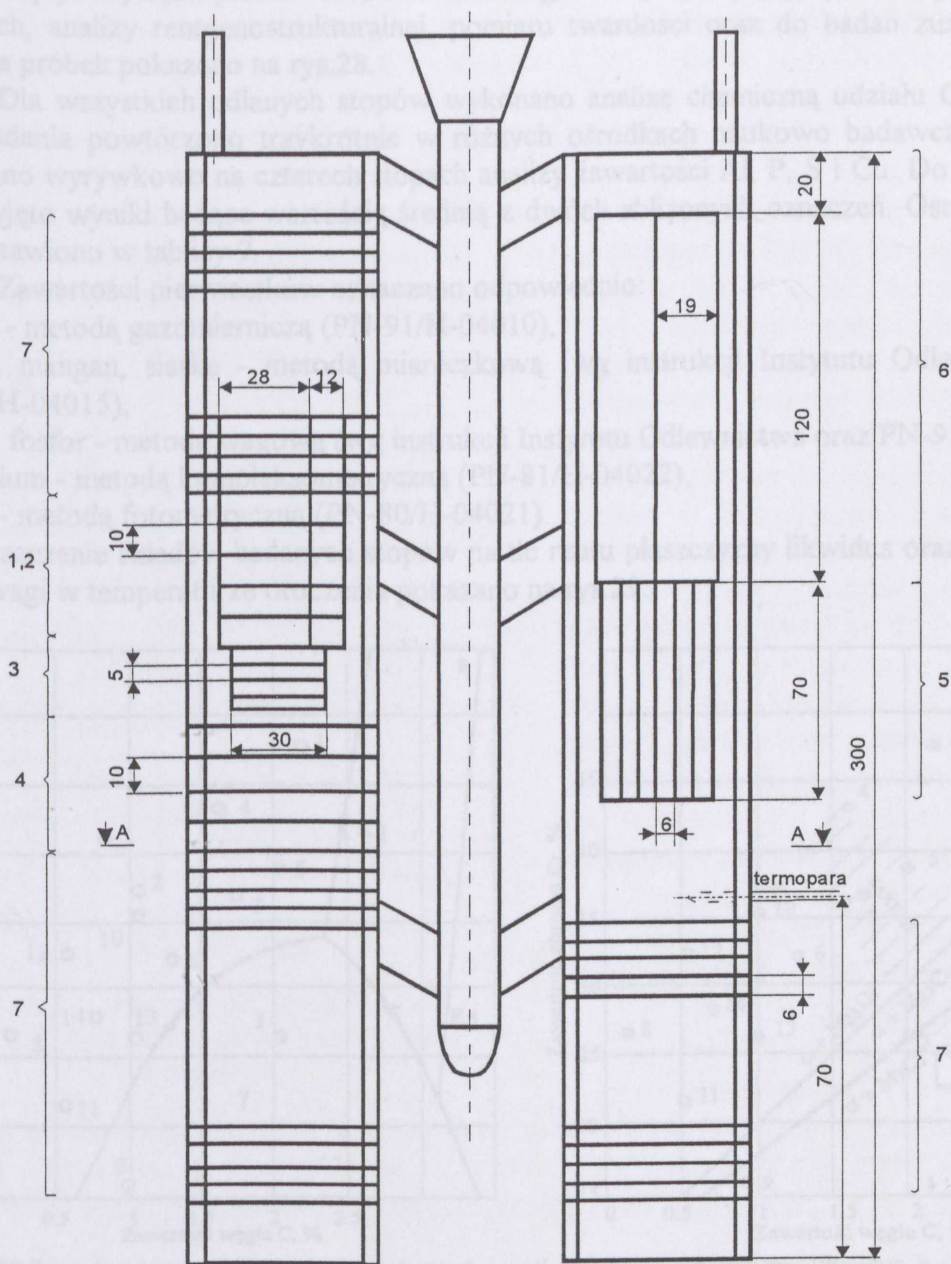
Tablica 9: Skład chemiczny badanych stopów

Stop	Składy planowane, % _{wag}		Składy rzeczywiste, % _{wag}			
	C	Cr	C	Si	Mn	Cr
1	2.3	45.2	2.21	0.36	0.01	47.4
2	1.0	35.3	1.02	0.47	0.03	37.0
3	2.0	25.0	2.02	0.20	0.04	26.6
4	1.6	40.2	1.64	0.45	0.02	43.2
5	2.1	35.1	2.02	0.40	0.01	38.6
6	1.5	30.1	1.31	0.40	0.07	32.0
7	1.8	35.2	1.74	0.40	0.04	36.5
8	0.1	25.2	0.16	0.51	0.02	26.4
9	0.9	15.0	0.97	0.16	0.01	15.8
10	1.1	35.4	1.02	0.43	0.01	35.4
11	0.5	20.1	0.56	0.38	0.03	21.5
12	0.6	30.3	0.60	0.38	0.01	32.5
13	1.0	25.2	1.02	0.28	0.01	26.0
14	0.8	25.0	0.76	0.38	0.02	27.8

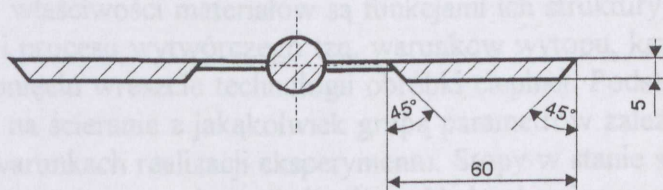
Pozostałe składniki mieściły się w przedziałach :
 P = 0.02 - 0.03, S = 0.01 - 0.02, Cu = 0.02 - 0.04, Al = 0 - 0.27.

Zgodnie z planem eksperymentu wykonano 14 stopów wysokochromowych. Wytopy wykonano w piecu indukcyjnym otwartym IMSK-30 o wyłożeniu kwaśnym. Jako materiałów wsadowych użyto surówkę Sorel F1, chrom techniczny X 98.5, złom stali E 04. Udziały tych składników wyznaczały wymagane zawartości węgla i chromu w poszczególnych stopach. Po wytrzymaniu kąpieli w temperaturze 1650°C przez 10 min. odtleniano ją aluminium hutniczym, a następnie dokonywano spustu do 50 kg kadzi nagrzanej do temperatury 600°C. Kontrolowana temperatura zalewania form wynosiła 1500 ± 25°C.

Stopy odlano w postaci płyt o wymiarach 300×60×5 mm (rys.28) w formach z samoutwardzalnej masy wiązanej furanową żywicą Karbafur Z.



A - A



Rys.28 Rozmieszczenie próbek do badań na odlewach płyt

Próbki do:

- 1, 2 - analizy metalograficznej,
- 3 - dylatometrii,
- 4 - izolacji węglików,
- 5 - badań wytrzymałościowych w podwyższonych temperaturach,
- 6 - badań wytrzymałościowych w temperaturze otoczenia,
- 7 - badań odporności na ścieranie.

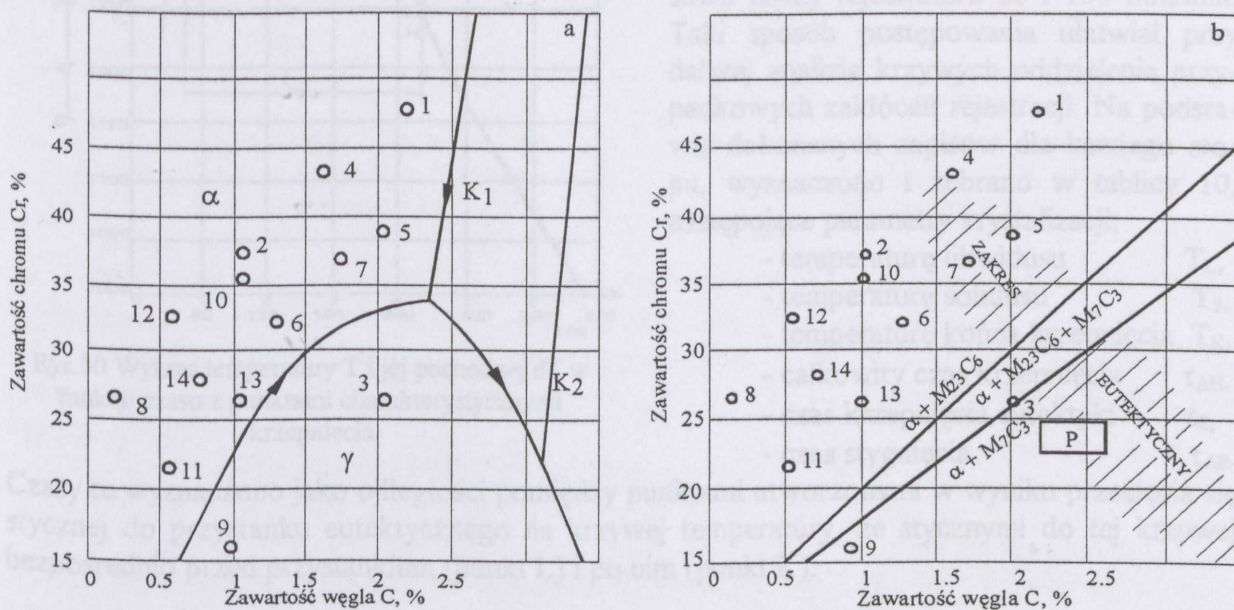
Z płyt wycięto próbki do badań metalograficznych, wytrzymałościowych, dylatometrycznych, analizy rentgenostrukturalnej, pomiaru twardości oraz do badań zużycia. Miejsca wycięcia próbek pokazano na rys.28.

Dla wszystkich odlanych stopów wykonano analizę chemiczną udziału C, Cr, Si oraz Mn. Badania powtórzono trzykrotnie w różnych ośrodkach naukowo badawczych. Ponadto wykonano wrywkowo na czterech stopach analizy zawartości Al, P, S i Cu. Do dalszych analiz, przyjęto wyniki będące wartością średnią z dwóch zbliżonych oznaczeń. Ostateczne rezultaty zestawiono w tablicy 9.

Zawartości pierwiastków oznaczano odpowiednio:

- węgiel - metodą gazomierniczą (PN-91/H-04010),
- chrom, mangan, siarkę - metodą miareczkową (wg instrukcji Instytutu Odlewnictwa oraz PN-92/H-04015),
- krzem, fosfor - metodą wagową (wg instrukcji Instytutu Odlewnictwa oraz PN-91/H-04014),
- aluminium - metodą kompleksometryczną (PN-81/H-04022),
- miedź - metodą fotometryczną (PN-80/H-04021).

Rozmieszczenie składów badanych stopów na tle rzutu płaszczyzny likwidus oraz rzutu układu równowagi w temperaturze otoczenia pokazano na rys.29.



Rys.29 Rozmieszczenie składów badanych stopów na tle: a - rzutu płaszczyzny likwidus, b - rzutu układu równowagi faz w temperaturze otoczenia

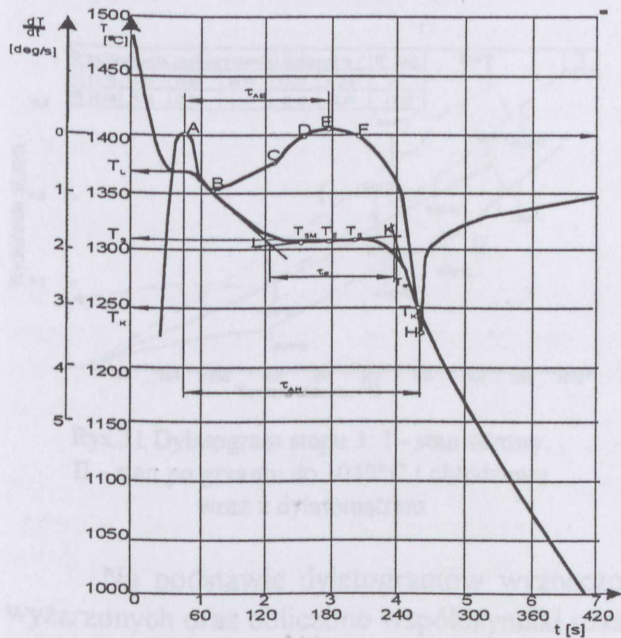
Jak wiadomo właściwości materiałów są funkcjami ich struktury, a ta z kolei zależy od składu chemicznego i procesu wytwórczego tzn. warunków wytopu, krzepnięcia i krystalizacji, chłodzenia po krzepnięciu wreszcie technologii obróbki cieplnej. Podstawą prawidłowego powiązania odporności na ścieranie z jakąkolwiek grupą parametrów zależnych od struktury, jest jej niezmiennosc w warunkach realizacji eksperymentu. Stopy w stanie surowym mniej lub bardziej odbiegają od stanu równowagi wynikającej ze składu chemicznego. Przejawia się to między innymi przesyleniem roztworu osnowy, obecnością faz metastabilnych, nierównowagową ilością i jakością fazy węglkowej.

W niestabilnej strukturze, zachodzić będą złożone przemiany, a więc zmieniać się będzie rodzaj, ilość i skład chemiczny tworzących ją faz. Przyjęcie do badań odporności na ścieranie w podwyższonych temperaturach stopów w stanie surowym, byłoby niekorzystne z powodu złożoności mechanizmów i kinetyki zachodzących (w takich warunkach) przemian strukturalnych. Z powyższych względów stopy zostały poddane obróbce cieplnej stabilizującej strukturę. Zasto-

sowano wyżarzanie zupełne z następnym bardzo powolnym studzeniem z piecem. Parametry obróbki cieplnej dobrano na podstawie analizy termiczno – deriwacyjnej (ATD), prób dylatometrycznych oraz układów równowagi Fe-Cr-C.

7.2 ANALIZA TERMICZNO - DERIWACYJNA (ATD)

Analizę termiczno-deriwacyjną (ATD) wykonano przy użyciu urządzenia Cristaldigraf. Przykładowy wykres $T = f(\tau)$ oraz $dT/d\tau = f(\tau)$ pokazano na rys.30. Próbnik urządzenia Cristaldigraf był zalewany podczas wykonywania odlewów płyt do badań, tuż przed zalaniem form. Rejestracji krzepnięcia i stygnięcia próbniaka dokonywano przez czas 6 min.



Rys.30 Wykres temperatury T i jej pochodnej dT w funkcji czasu z punktami charakterystycznymi krzepnięcia

Zastosowano czujniki E-010 z wbudowanym termoelementem PtRh10 - Pt. Przebieg krzywych zmian temperatury T i jej pochodnej w funkcji czasu t zarejestrowano przy stałej próbkowania 2s. Zapisów dokonano dwukrotnie stosując prędkości przesuwu taśmy rejestratora 20 i 100 mm/min. Taki sposób postępowania ułatwiał przy dalszej analizie krzywych oddzielenie przypadkowych zakłóceń rejestracji. Na podstawie dokonanych zapisów dla każdego stopu, wyznaczono i zebrano w tablicy 10, następujące parametry krystalizacji:

- temperaturę likwidusu T_L ,
- temperaturę solidusu T_S ,
- temperaturę końca krzepnięcia T_K ,
- całkowity czas krzepnięcia τ_{AH} ,
- czas krzepnięcia eutektyki τ_E ,
- czas stygnięcia τ_{AE} .

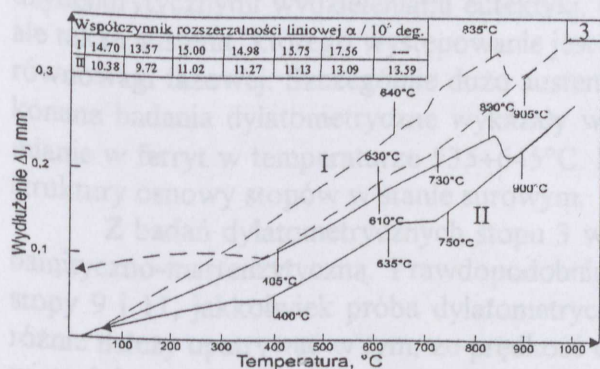
Czasy te wyznaczono jako odległości pomiędzy punktami utworzonymi w wyniku przecięcia się stycznej do przystanku eutektycznego na krzywej temperatury, ze stycznymi do tej krzywej bezpośrednio przed przystankiem (punkt L) i po nim (punkt K).

Tablica 14. Parametry krzepnięcia i stygnięcia badanych stopów

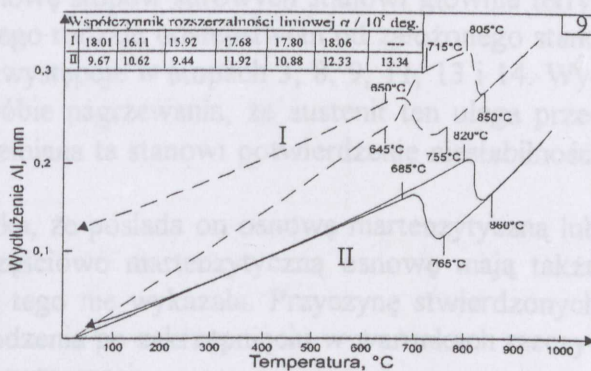
Stop	T_L [°C]	T_S [°C]	T_K [°C]	τ_{AH} [s]	τ_{AE} [s]	τ_E [s]
1	1395	1325	1245	160	0	120
2	1425	1290	1245	128	100	38
3	1330	1270	1235	132	94	66
4	1370	1310	1250	138	84	72
5	1310	1285	1235	136	74	72
6	1385	1280	1225	146	94	68
7	1350	1295	1240	152	96	86
8	1480	1330	1330	86	56	8
9	1430	1245	1230	104	98	92
10	1410	1275	1240	130	102	46
11	1450	1320	1275	92	64	0
12	1460	1280	1245	134	122	26
13	1410	1265	1240	124	108	18
14	1440	1290	1260	126	120	14

7.3 BADANIA DYLATOMETRYCZNE

Do badań użyto bezpośredniego dylatometru DO-105 z mechaniczno-optycznym układem rejestrującym. Próby wykonano w atmosferze powietrza w zakresie temperatur 20-1050°C na próbkach o długości 30 mm i średnicy $\phi 4$ mm wytoczonych z odlewów płyt nagrzewając je i chłodząc ze stałą szybkością 3 deg/min (wg PN-68/H-04 500). Badania wykonano w dwóch fazach. Pierwsza (I) dotyczyła materiałów surowych, w ramach drugiej (II) powtórzono badania na tych samych próbkach ponownie nagrzewając je do 1050°C i studząc wraz z dylatometrem. Oba zarejestrowane przebiegi (faza I i II) pokazano na rys.31 dla stopu 3 i na rys.32 dla stopu 9.



Rys.31 Dylatogram stopu 3: I - stan surowy, II - stan po grzaniu do 1050°C i chłodzeniu wraz z dylatometrem



Rys.32 Dylatogram stopu 9: I - stan surowy, II - stan po grzaniu do 1050°C i chłodzeniu wraz z dylatometrem

Na podstawie dylatogramów wyznaczono temperatury krytyczne stopów surowych i wyżarzonych oraz obliczono współczynniki rozszerzalności liniowej w zakresie 20÷700°C.

Część badanych materiałów w całym zakresie tj. od 20 do 1050°C, nie wykazywała żadnych przemian fazowych. Są to stopy nr 1, 2, 4, 5, 6, 10, 12 i 14. Pozostałe można podzielić na następujące grupy:

- stopy wykazujące przemiany podczas nagrzewania - 7 i 8,
- stopy wykazujące przemiany podczas nagrzewania i chłodzenia - 9, 11, 13,
- oraz stop 3, dla którego dylatogram wykazał wyraźną przemianę martenzytyczną.

Duże różnice w przebiegach krzywych dylatometrycznych w stanie lanym i po wygrzewaniu, dowodzą istnienia istotnej różnicy pomiędzy warunkami krzepnięcia równowagowego a rzeczywistymi. Świadczą o tym znaczne różnice wartości współczynników rozszerzalności liniowej dla tych samych zakresów temperatur. Na przykład, dla stopu 3 w zakresie temperatur 200 ÷ 300°C w stanie surowym współczynnik $\alpha = 15 \times 10^{-6} \text{ deg}^{-1}$, a po wygrzewaniu $11 \times 10^{-6} \text{ deg}^{-1}$. Dla stopów pierwotnie ferrytycznych różnice te są niewielkie. Np. w tym samym zakresie temperatur stop 1 w stanie surowym miał $\alpha = 9.51 \times 10^{-6} \text{ deg}^{-1}$, a po wygrzewaniu $9.64 \times 10^{-6} \text{ deg}^{-1}$.

7.4 ANALIZA METALOGRAFICZNA

Obserwacje mikroskopowe prowadzono na mikroskopie optycznym Jenavert przy powiększeniach 100 ÷ 1000×. Wykonano dla każdego stopu w stanie surowym i wyżarzonym dokumentację fotograficzną przy powiększeniach 100, 500 i 1000×. Powierzchnie próbek po ścierniu oraz przekroje prostopadłe do tych powierzchni obserwowano na mikroskopie scaningowym JEOL 2000 przy powiększeniach 500 do 10.000×. W celu zapewnienia wysokiej jakości złądów, do obserwacji pod mikroskopem świetlnym, zbudowano i uruchomiono specjalne stanowisko do potencjostatycznego trawienia (wybarwiania) materiałów.

Stosowano następujące warunki trawienia: potencjał próbek 1000 mV, 10% wodny roztwór węglańu sodu, czas 20÷25 s [156]. Przyjęty sposób trawienia zgładów zapewniał kontrastowe różnicowanie barwy fazy węglkowej w stosunku do osnowy stopów. Do obserwacji przekrojów poprzecznych po ścieraniu stosowano głębokie trawienie w strumieniu gorącego roztworu kwasu solnego w alkoholu etylowym.

Warunki odlewania (kształt odlewu, materiał formy) sprawiły, że szybkość chłodzenia wynosiła od ok. 420 ÷ 2100 deg/min w zakresie temperatur krzepnięcia osnowy, 150 ÷ 300 deg/min poniżej temperatury końca krzepnięcia (ok. 1240°C), do około 50 ÷ 80 deg/min w temperaturze 700°C. Utworzona w takich warunkach budowa strukturalna, jest typowa dla stopów podeutektycznych i składa się z dendrytycznych ziaren osnowy z międzydendrytycznymi wydzieleniami eutektyki. Osnowę stopów surowych stanowi głównie ferryt ale także austenit, którego występowanie jest swego rodzaju odstępstwem od założonego stanu równowagi fazowej. Szczególnie dużo austenitu występuje w stopach 3, 8, 9, 11, 13 i 14. Wykonane badania dylatometryczne wykazały w próbie nagrzewania, że austenit ten ulega przemianie w ferryt w temperaturze 535÷645°C. Przemiana ta stanowi potwierdzenie niestabilności struktury osnowy stopów w stanie surowym.

Z badań dylatometrycznych stopu 3 wynika, że posiada on osnowę martenzytyczną lub bainityczno-martenzytyczną. Prawdopodobnie częściowo martenzytyczną osnowę mają także stopy 9 i 11, jakkolwiek próba dylatometryczna tego nie wykazała. Przyczynę stwierdzonych różnic należy upatrywać w tym, że prędkość chłodzenia po zakrzepnięciu w warunkach rzeczywistych jest znacznie większa niż w próbie dylatometrycznej.

Głównym składnikiem eutektyki w stanie surowym jest węgiel M_7C_3 , jakkolwiek występuje również (w niewielkich ilościach) węgiel $M_{23}C_6$. W stopie 8 nie stwierdzono eutektyki węglkowej. Osnowa jego składa się z ferrytu i austenitu a niewielka ilość węglików wydzielona jest w postaci niemal ciągłej siatki na granicach ziaren.

W celu usunięcia faz nierównowagowych, stopy podzielono na cztery grupy w zależności od wymaganej temperatury obróbki cieplnej. Zastosowano wyżarzanie izotermiczne przez 6h i następnie powolne chłodzenie z piecem :

- stopy: 1, 2, 4 - 8, 10, 12 i 14 wyżarzone w temperaturze 1050°C,
- stop: 3 w temperaturze 950°C,
- stop: 9 w temperaturze 900°C,
- stopy 11 i 13 w temperaturze 1000°C.

Temperatura 1050°C, dotycząca większości stopów została ustalona na podstawie układu równowagi Fe-Cr-C oraz analizy termiczno-deriwacyjnej. Pozostałe stopy w próbie dylatometrycznej wykazywały wyraźną obecność przemiany eutektoidalnej, wobec tego temperatury wyżarzania przyjęto odpowiednio około 40°C powyżej tej przemiany.

Zgodnie z oczekiwaniem, po obróbce cieplnej, stopy składały się z osnowy ferrytycznej i wydzielen węglików eutektycznych i wtórnych typu $M_{23}C_6$. Odstępstwo stanowił jedynie stop 8 zawierający dodatkowo austenit, co zostało potwierdzone przez badania rentgenograficzne. Obecność austenitu w stopie 8 stała w sprzeczności z wcześniejszym założeniem o jednakowych (pod względem jakościowym) strukturach, co spowodowało konieczność wyłączenia tego materiału z dalszych badań i analiz.

7.5 ANALIZA RENTGENOSTRUKTURALNA

Rentgenostrukturalną analizę fazową próbek litych (surowych i wyżarzonych) oraz izolatu fazy węglkowej wykonano przy użyciu dyfraktometru DRON-3 stosując promieniowanie CoK_α filtrowane Fe. Ekstrakcję elektrolityczną węglików wykonano w 5% roztworze HCl z dodatkiem kwasu cytrynowego stosując gęstość prądu 5 mA/cm^2 . W tablicy 11 zestawiono wyniki analizy dotyczące próbek surowych.

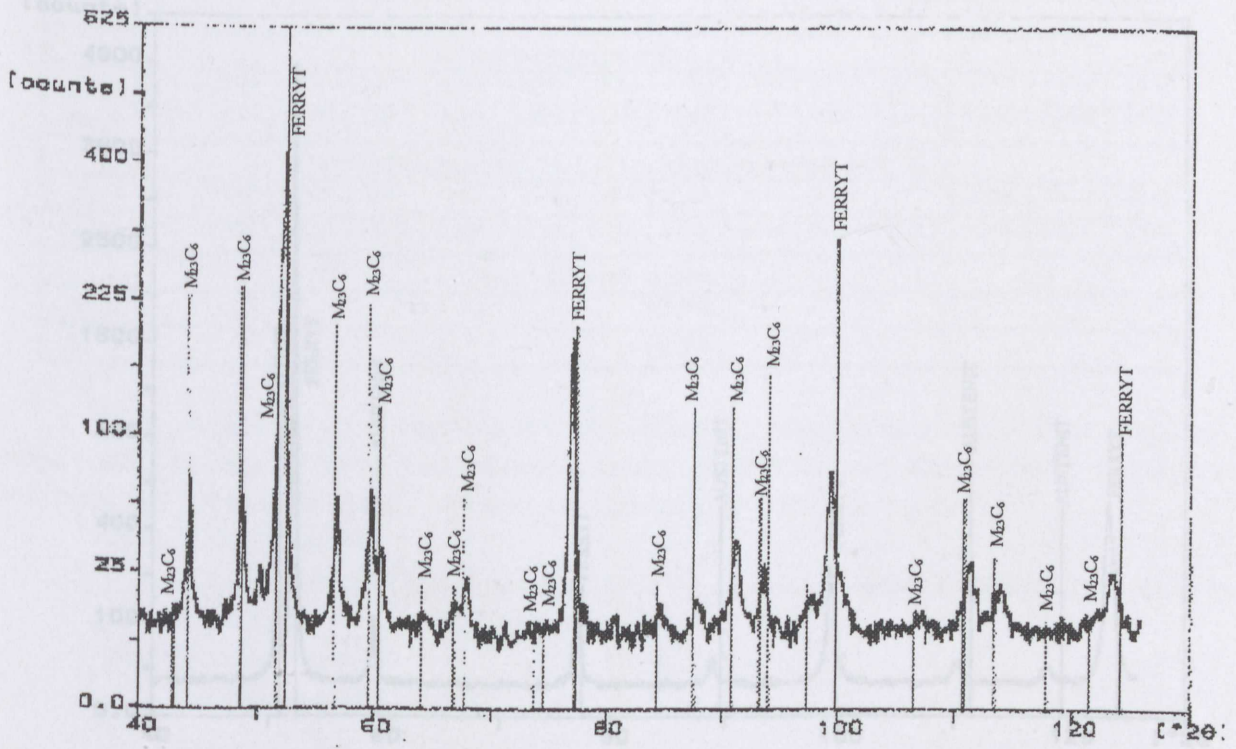
Tablica 11. Skład fazowy stopów w stanie surowym

Stop	feryt	austenit	M_7C_3	M_{23}C_6
1	b.dużo	-	b.dużo	-
2	b.dużo	-	dużo	-
3	średnio	dużo	dużo	b.mało
4	b.dużo	b.mało	dużo	-
5	b.dużo	-	dużo	-
6	b.dużo	b.mało	dużo	mało
7	b.dużo	b.mało	dużo	-
8	dużo	dużo	-	mało
9	b.mało	b.dużo	b.mało	b.mało
10	b.dużo	b.mało	dużo	-
11	średnio	b.dużo	mało	mało
12	b.dużo	b.mało	dużo	-
13	dużo	dużo	dużo	-
14	dużo	dużo	dużo	-

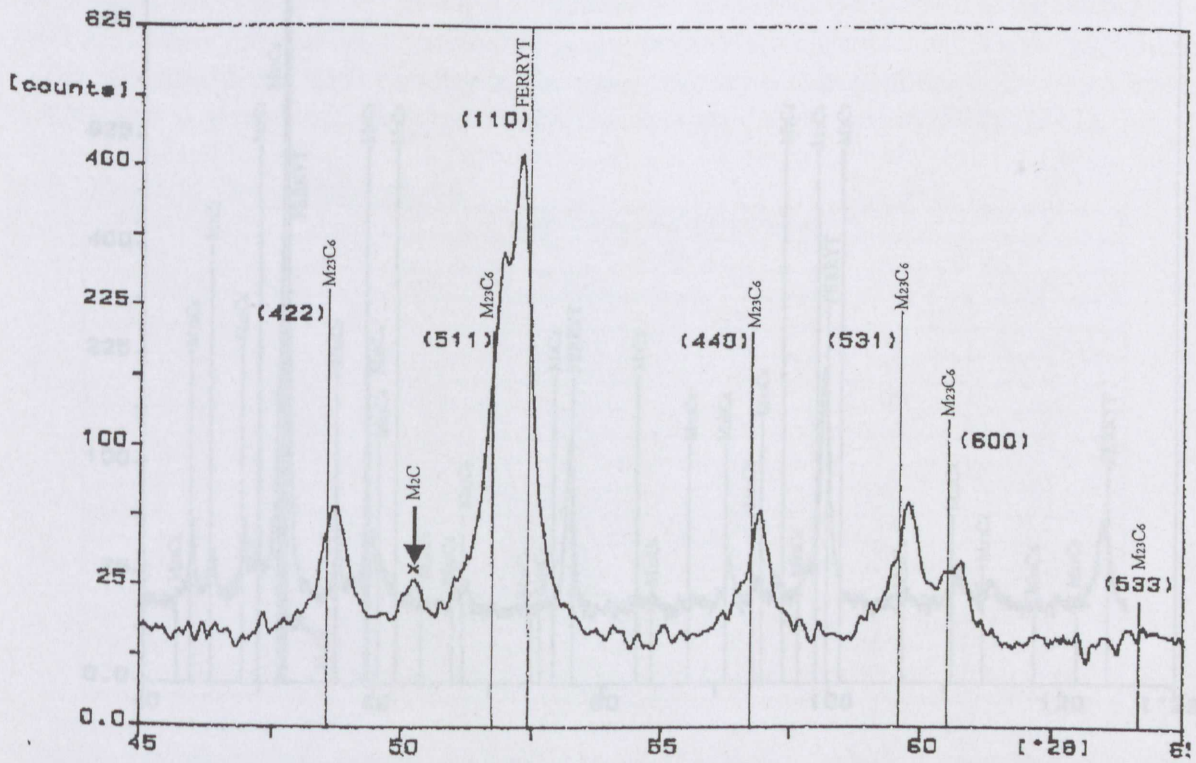
Analizę fazową próbek w stanie wyżarzonym powtórzono w Instytucie Podstaw Metalurgii i Inżynierii Materiałowej PAN w Krakowie na aparacie Philips 1070 z fabrycznym oprogramowaniem APD - 3.5 B i rozszerzono o obliczenia parametru sieciowego Fe_α wielkość kryształitów i zniekształceń sieci. Podczas identyfikacji faz występujących w próbkach, korzystano z bazy danych DHN - PDS Wrocław. Występowanie węglików typu M_{23}C_6 oraz M_7C_3 w stopach, w których ich ilość była mała, potwierdzano badając izolaty stopów.

W oparciu o uzyskane rentgenogramy dokonano identyfikacji faz. W wyżarzonych próbkach materiałów 1 ÷ 7 i 9 ÷ 14 stwierdzono występowanie ferrytu i węglików typu M_{23}C_6 . W tych materiałach możliwe jest również występowanie węglika M_2C w niewielkich ilościach. Jedynie w stopie 8 oprócz ferrytu stwierdzono występowanie austenitu. Korzystając z opracowania J.Karpa, jego ilość określono na 9.3% [157]. Na rys.33 zamieszczono rentgenogram stopu 1 w stanie wyżarzonym w pełnym zakresie kątowym, a na rys.34 w zakresie zawężonym charakteryzujący się najsilniejszym refleksem od M_2C . Kolejne rysunki (35 i 36) przedstawiają odpowiednio rentgenogramy stopów 8 i P (P - stop przemysłowy, stosowany przez Odlewnię Politechniki Szczecińskiej na zawirowywacze mieszaniny powietrzno - węglowej). Na wszystkich wykresach widać przesunięcie refleksów w stosunku do położenia idealnych odpowiadających Fe_α , co oznacza, że zarówno osnowa stopów jak i metal będący składnikiem eutektyki jest roztworem stałym.

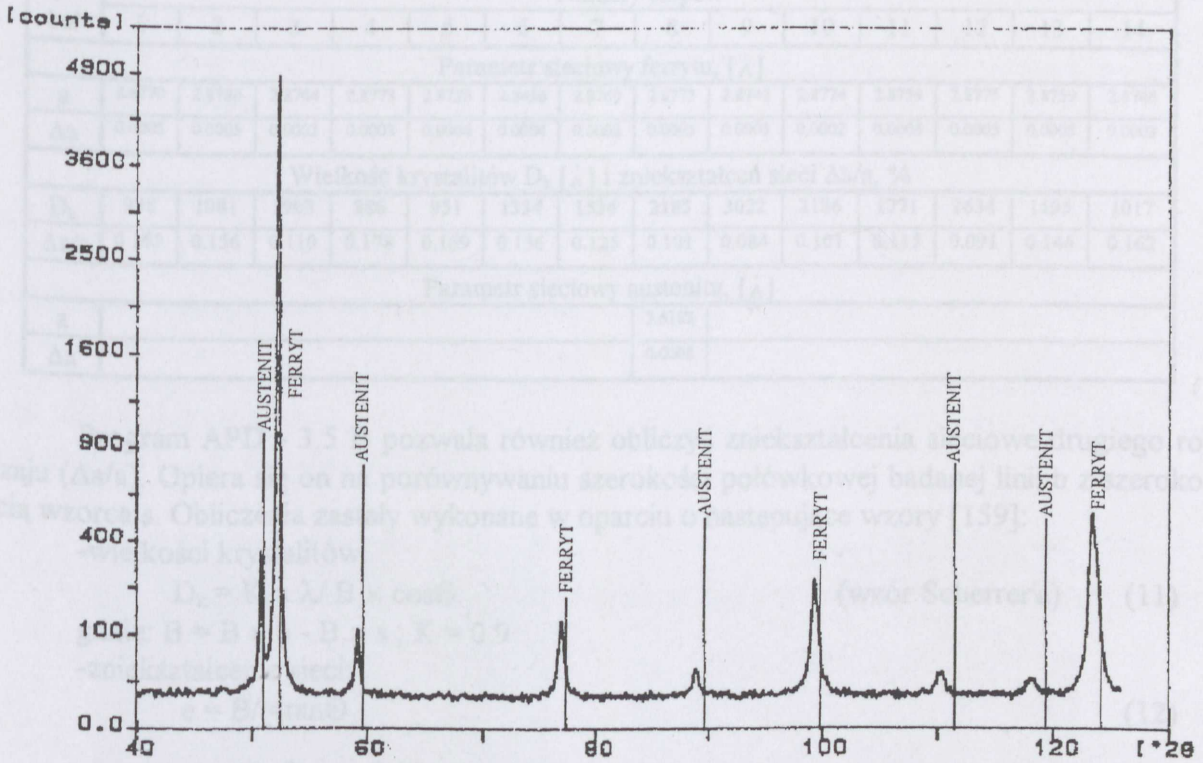
Obliczeń parametru sieciowego Fe_α dokonano w oparciu o pierwsze cztery refleksy pochodzące od płaszczyzn: (110), (200), (211) i (220). Przy obliczeniach korzystano z programu DHN-PDS Wrocław. Parametr sieciowy, wg kartoteki JCPDS, dla czystego ferrytu wynosi 2.866 \AA , dla ferrytu chromowego 2.876 \AA natomiast dla austenitu 3.600 \AA . Wyniki obliczeń dla wszystkich stopów zestawiono w tablicy 12. W tej samej tablicy zamieszczono również wyniki obliczeń wielkości kryształitów. Pod pojęciem kryształitów rozumie się objętość materiału będącą obszarem koherentnego rozpraszania promieni rentgenowskich [158]. Wielkość kryształitów materiałów polikrystalicznych określana metodą rentgenowską, jest wielkością statystyczną.



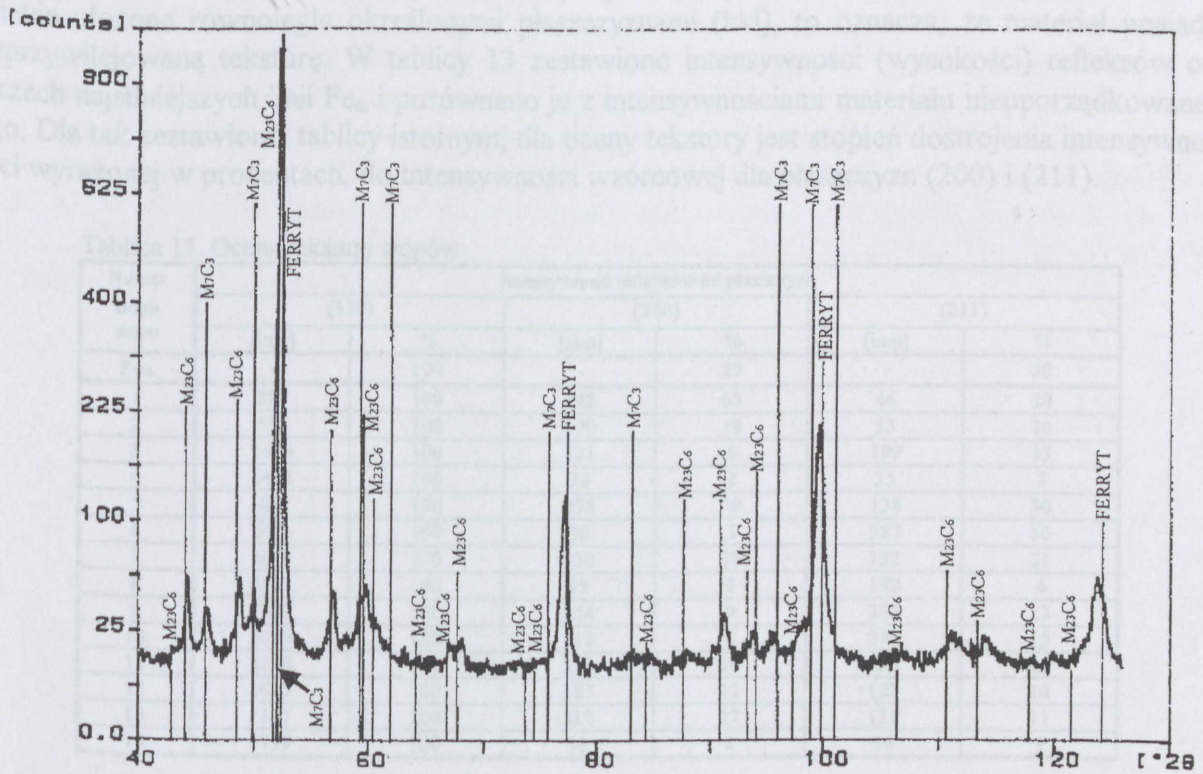
Rys.33 Rentgenogram stopu 1 w stanie wyżarzonym w pełnym zakresie kątowym



Rys.34 Rentgenogram stopu 1 w stanie wyżarzonym w wąskim zakresie kątowym



Rys.35 Rentgenogram stopu 8 w stanie wyżarzonym



Rys.36 Rentgenogram stopu P (przemysłowego), stosowanego przez Odlewnię Politechniki Szczecińskiej na zawirowywacze mieszaniny powietrzno - węglowej

Tablica 12. Parametry sieciowe ferrytu i austenitu oraz wielkość krystalitów i zniekształceń sieci

Sym bol	Numery stopów														
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	
Parametr sieciowy ferrytu, [Å]															
a	2.8770	2.8786	2.8744	2.8773	2.8756	2.8456	2.8760	2.8773	2.8742	2.8774	2.8759	2.8775	2.8759	2.8746	
Δa	0.0005	0.0005	0.0003	0.0003	0.0004	0.0004	0.0002	0.0005	0.0003	0.0002	0.0005	0.0003	0.0005	0.0003	
Wielkość krystalitów D_k [Å] i zniekształceń sieci Δa/a, %															
D_k	988	1081	1903	886	951	1334	1534	2185	3022	2186	1771	2634	1195	1017	
Δa/a	0.165	0.156	0.110	0.178	0.169	0.136	0.125	0.101	0.084	0.101	0.115	0.091	0.146	0.162	
Parametr sieciowy austenitu, [Å]															
a							3.6182								
Δa							0.0008								

Program APD - 3.5 B pozwala również obliczyć zniekształcenia sieciowe drugiego rodzaju ($\Delta a/a$). Opiera się on na porównywaniu szerokości połówkowej badanej linii b z szerokością wzorca s. Obliczenia zostały wykonane w oparciu o następujące wzory [159]:

-wielkości krystalitów:

$$D_k = K \times \lambda / B \times \cos\Theta \quad (\text{wzór Scherrer'a}) \quad (11)$$

gdzie: $B = B \times b - B \times s$; $K = 0.9$

-zniekształcenie sieci:

$$e = B / 4 \tan\Theta \quad (12)$$

gdzie: $B = (B \times b^2 - B \times s^2)^{1/2}$

Poprawny wybór wzorca determinuje jakość obliczeń. W tym przypadku jako wzorca użyto monokryształu Fe_α dla którego szerokość połówkowa refleksu od płaszczyzny (110) = 0.114° . Jeżeli w materiale polikrystalicznym krystality wykazują uporządkowanie, tzn. są w stosunku do siebie ułożone równolegle określonymi płaszczyznami (hkl), to oznacza, że materiał posiada uprzywilejowaną teksturę. W tablicy 13 zestawiono intensywności (wysokości) refleksów od trzech najsilniejszych linii Fe_α i porównano je z intensywnościami materiału nieuporządkowanego. Dla tak zestawionej tablicy istotnym, dla oceny tekstury jest stopień dostrojenia intensywności wyrażonej w procentach, do intensywności wzorcowej dla płaszczyzn (200) i (211).

Tablica 13. Ocena tekstury stopów

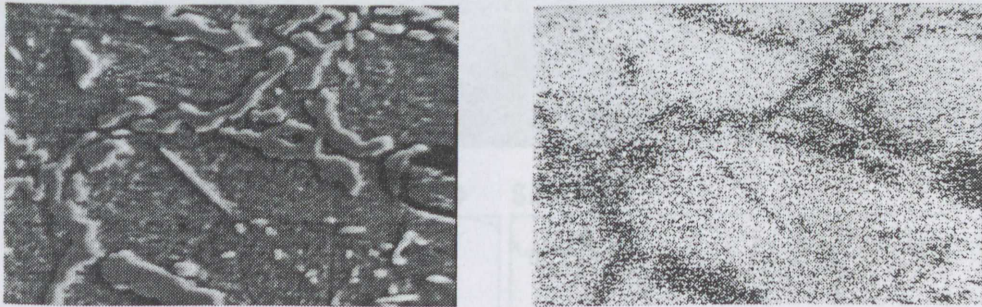
Numer stopu stopu	Intensywność refleksów od płaszczyzn					
	(110)		(200)		(211)	
	[imp]	%	[imp]	%	[imp]	%
Fe_α	-	100	-	20	-	30
1	227	100	143	63	46	20
2	555	100	100	18	53	10
3	1494	100	121	8	199	13
4	1462	100	28	2	35	2
5	465	100	275	59	138	30
6	980	100	30	3	587	60
7	637	100	130	20	132	21
8	4585	100	89	2	188	4
9	2770	100	254	9	364	13
10	2009	100	118	6	293	15
11	2138	100	215	10	403	19
12	1637	100	187	11	163	10
13	1161	100	312	27	128	11
14	1739	100	31	2	26	1

Na podstawie zestawienia można stwierdzić, że w większości próbek uprzywilejowaną płaszczyzną, w stosunku do powierzchni jest płaszczyzna (110). Dla stopów 3, 4, 8, 9, 10 - 14 to uprzywilejowanie, a zatem i stopień tekstury, jest bardzo duże. Stopy 1 i 5 wykazują także

znaczną teksturę, ale uprzywilejowaną płaszczyzną jest (200). Z teksturą mamy także do czynienia w stopie 6, gdzie uprzywilejowaną płaszczyzną jest (211). Pozostałe stopy wykazują, bądź niezbyt silną teksturę w uprzywilejowanej płaszczyźnie (110), bądź teksturę mieszaną również niezbyt silną.

7.6 MIKROANALIZA RENTGENOWSKA

Mikroanalizę rentgenowską wykonano w Instytucie Metaloznawstwa Politechniki Poznańskiej na aparacie Jeol 50 SM. Oznaczono rozkłady powierzchniowe stężeń Si, Al, Cr i Fe dla 5 stopów (1, 2, 3, 7 i 14) reprezentujących całą grupę. Badania wykonano przy napięciu 20kV i powiększeniach 3.000 i 5.000 \times . Stwierdzono że we wszystkich przypadkach w węglkach, także wtórnych, występuje wyższe stężenie chromu niż w osnowie, natomiast żelazo w tych stopach lokuje się odwrotnie (rys.37).



Rys.37 Mikrostruktura i rozkład stężenia Fe w stopie 2 w stanie wyżarzonym

We wszystkich analizowanych materiałach nie stwierdzono segregacji Si. Można jedynie zauważyć że we wtrąceniach niemetalicznych jest go bardzo dużo. Wtrącenia te zawierają również duże ilości chromu. Aluminium lokuje się wyłącznie w osnowie.

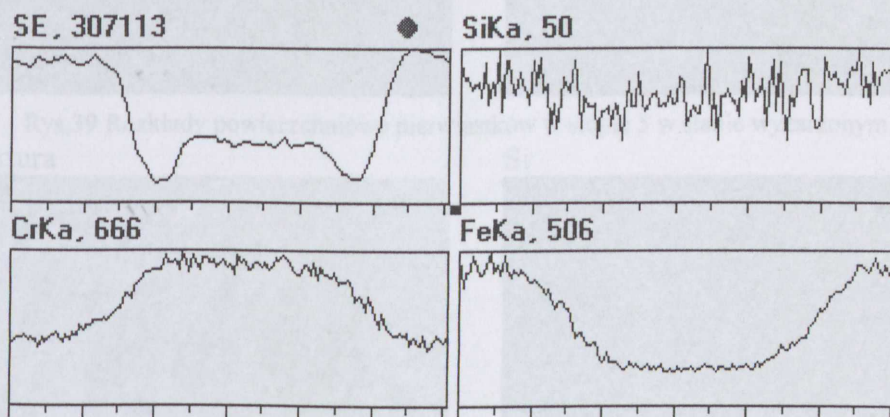
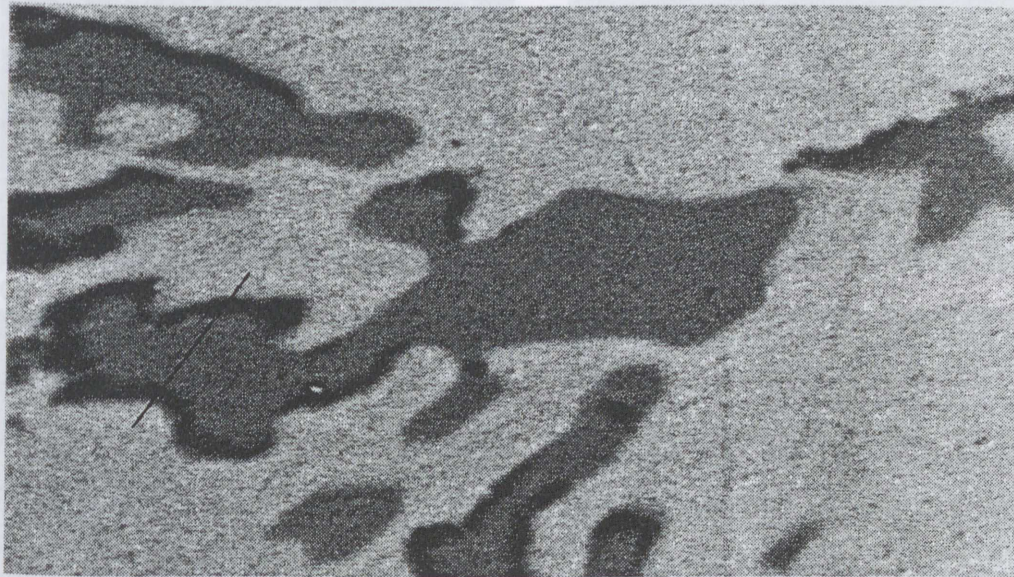
Mikroanalizę rentgenowską powtórzono i uzupełniono badaniami ilościowymi wykonanymi na Politechnice w Walencji na aparacie typu Jeol 6400, Oxford Instrument Link ISIS 1.04 a . W większości przypadków potwierdziły one wcześniejsze wyniki, a ponadto dostarczyły wstępnych informacji o składzie chemicznym węglików (tablica 14). Niestety określenie udziału węgla nie było możliwe.

Tablica 14 Skład chemiczny węglików eutektycznych

Stop	Fe	Cr	Si
2	19.63	80.03	0.34
3	28.31	71.43	0.26
	27.89	71.86	0.25
4	19.95	79.80	0.26
	17.66	81.98	0.36
9	51.70	47.80	0.43
12	25.20	74.30	0.46
	25.50	73.97	0.52
14	22.49	77.15	0.37

Jak wynika z tablicy 14, udział zarówno żelaza jak i chromu w węglkach zmienia się w szerokich granicach odpowiednio od 20 do ponad 50% Fe i od prawie 48 do 80% dla Cr. Przy analizie tych zawartości należy pamiętać że zostały one określone bez uwzględnienia innych składników np. węgla. Zwykle w węglkach typu $M_{23}C_6$ jest $\approx 6\%$ C [160].

Analiza liniowa wykonana poprzez wydzielenia węglików, wykazała zbyt małe różnice w składzie chemicznym by można było wnioskować o odmienności typów wydzieleni tych obszarów, które w części próbek wyżarzonych charakteryzowały się innym odcieniem na zglądzie (rys.38).



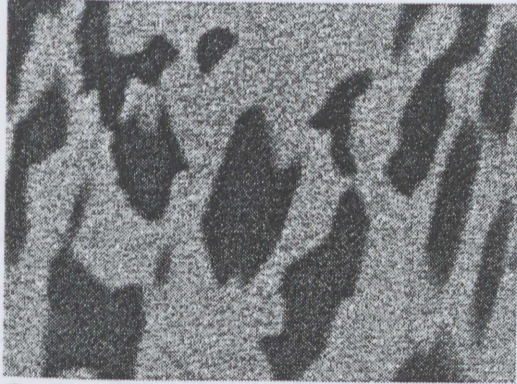
Rys.38 Rozkład liniowy Fe, Cr i Si na przekroju węglika (linia 1) w stopie 10 dla stanu wyżarzonego

Przykładowe rozkłady powierzchniowe żelaza, chromu i krzemu pokazano na rys.39 i 40 odpowiednio dla stopu 5 i 6.

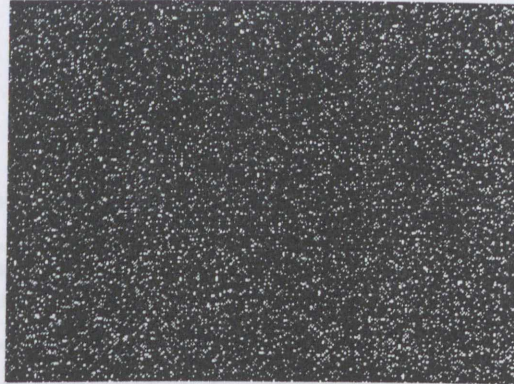
7.7 METALOGRAFIA ILOŚCIOWA

Do analizy ilości i rozkładu wielkości wydzieleni fazy węglikowej, użyto automatycznego liniowego analizatora struktury „Epiquant”. Wykonano analizę próbek surowych i wyżarzonych na zglądach równoległych do powierzchni płyt przy powiększeniu 1.000 \times . Ilość punktów pomiarowych wynosiła 20÷50 tys, przy czym każdorazowo klasyfikowano po 5.000 wydzieleni. Na podstawie uzyskanych wyników określono liczbę przekrojów przypadającą na jednostkę powierzchni zglądów N_A , objętość cząstek przypadającą na jednostkę objętości stopu V_V (co odpowiada po przeliczeniu procentowemu udziałowi węglików w stopach, w dalszej części pracy oznaczonego symbolem %K), powierzchnię cząstek przypadającą na jednostkę objętości stopu (powierzchnia właściwa rozdziału) S_V , liczbę cząstek przypadającą na jednostkę objętości stopu N_V oraz średnią cięciwę na zglądzie \bar{d} . Zmierzone parametry struktury zestawiono w tablicy 15.

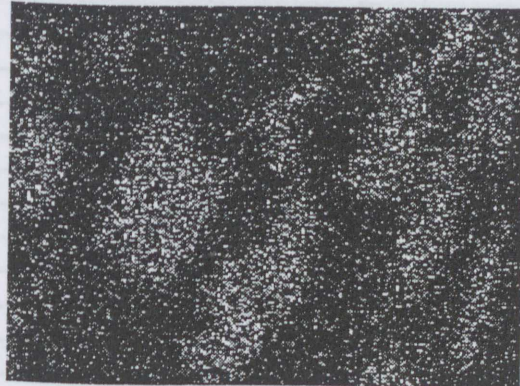
Struktura



Si



Cr



Fe



Rys.39 Rozkłady powierzchniowe pierwiastków w stopie 5 w stanie wyżarzonym

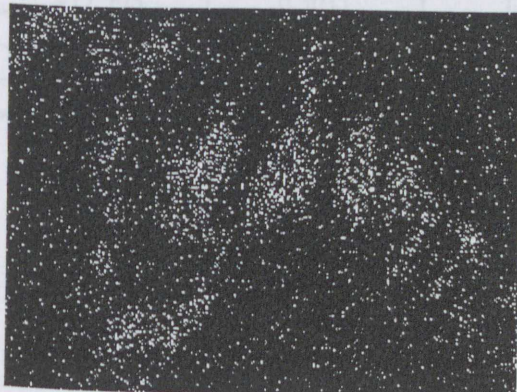
Struktura



Si



Cr



Fe



Rys.40 Rozkłady powierzchniowe pierwiastków w stopie 6 w stanie wyżarzonym

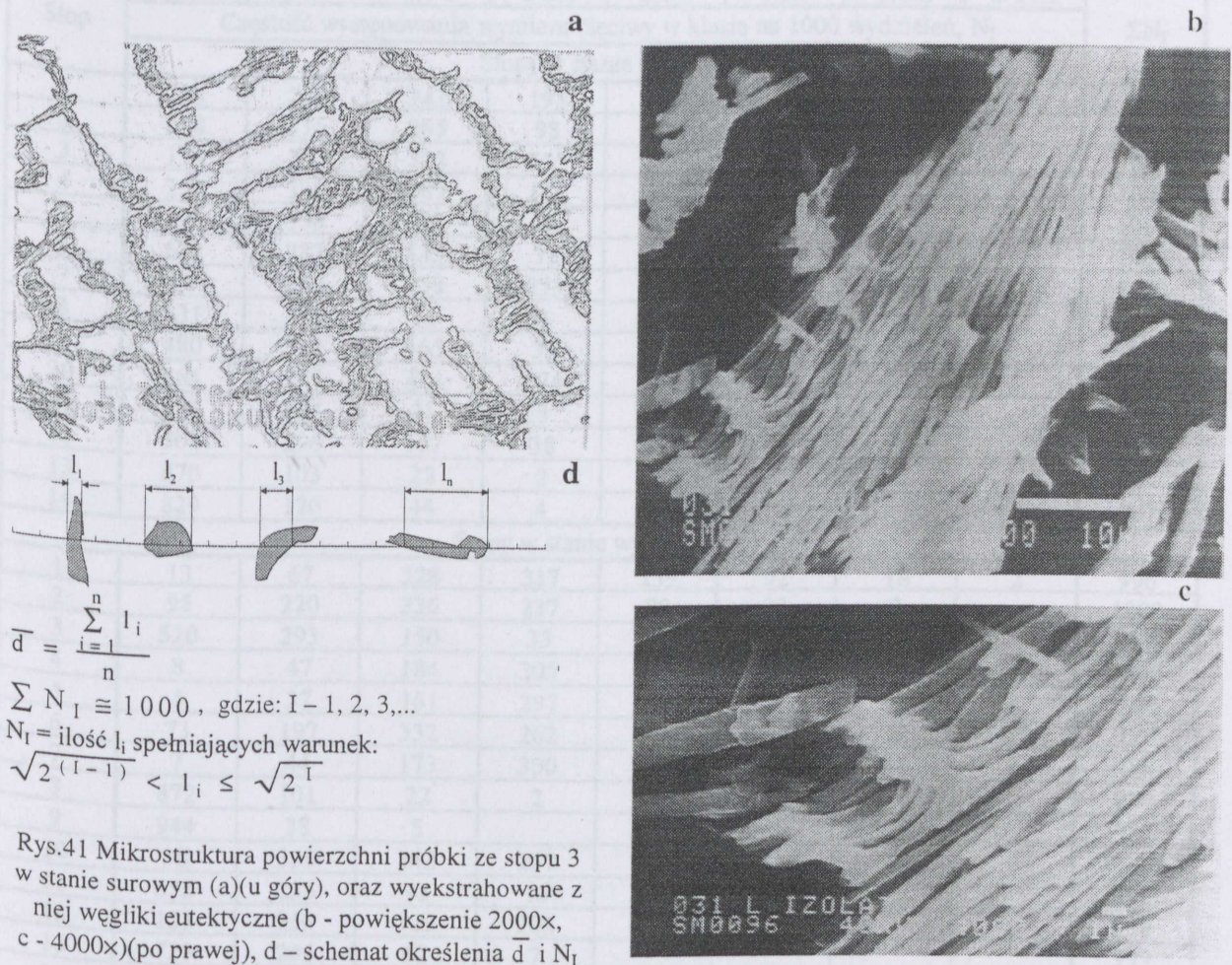
Podczas analizy i opracowywania zgromadzonych danych, należy pamiętać, że w stanach surowych, kaziach węglików nie upoważnia do obliczeń średnich rozkładów cząstek przy założeniu ich kulekatości. Wydzielenia węglików eutektycznych typu M_2C_{11} a co za tym idzie, również powstających z nich (podczas wyżarzania) węglików M_7C_{34} , są bardzo rozbu-
dowane. Wiazki węglików o budowie płytkowej i pręcikowej są ze sobą przyczepione pod-
czas, stanowią kompleksy cząstek obejmujące kilka dendrytów osnowy. Taki rozmiarowy

Tablica 15. Parametry stereologiczne badanych materiałów w stanie surowym i wyżarzonym

Stop	Ilość przekrojów cząstek na jednostkę powierzchni	Objętość cząstek na jednostkę objętości stopu	Powierzchnia właściwa rozdziału	Liczba cząstek na jednostkę objętości stopu	Udział węglików	Średnia cięciwa
	N_A [mm ⁻²]	V_V [mm ³ /mm ³]	S_V [mm ² /mm ³]	N_V [10 ³ mm ⁻³]	%K %	\bar{d} [10 ⁻⁵ mm]
Stopy w stanie surowym						
1	153 322	0.3680	950	91 441	36.8	155
2	151 188	0.2362	755	111 902	23.7	125
3	129 881	0.2772	758	82 418	27.7	146
4	186 029	0.3034	952	132 517	30.3	128
5	290 830	0.3543	1279	246 309	35.4	110
6	221406	0.2082	859	211 083	20.8	97
7	88 967	0.2853	637	46 029	28.5	179
8	100 937	0.0465	274	136 840	4.6	68
9	40 272	0.0409	162	36 732	4.0	101
10	83 534	0.1848	497	51 637	18.5	149
11	193 369	0.0887	526	261 027	8.9	68
12	120 368	0.1205	481	111 500	12.1	100
13	282 361	0.1123	711	415 572	11.2	63
14	174 906	0.0811	476	238 661	8.1	68
Stopy w stanie wyżarzonym						
1	83 781	0.5023	821	31 677	50.2	245
2	99 936	0.2920	683	54 036	29.2	171
3	473 375	0.4559	1855	448 208	45.6	98
4	58 946	0.4226	632	20 314	42.3	268
5	62 432	0.4960	704	20 465	49.6	282
6	62 081	0.3025	666	47 204	30.3	181
7	55 528	0.4169	608	18 753	41.7	274
8	1 531 900	0.0605	386	223 883	6.1	63
9	840 760	0.2006	1681	558 966	20	50
10	107 259	0.2732	691	61 683	27.3	161
11	417 505	0.3011	1419	453 672	30.1	85
12	64 211	0.1729	421	36 270	17.3	164
13	350 997	0.2122	1095	413 761	21.2	78
14	68 239	0.2545	526	32 757	25.5	193

Wyznaczono rozkłady wielkości ciałek N_V fazy węglikowej dla nich stanów materiałów. Wyniki zamieszczone w tablicy 20. Dane dotyczącej zmian wywołanych wyżarzaniem, które odnosić się do rozkładu wielkości ciałek opracowano graficznie i pokazano na rys. 42 dla stanów 3 i 5. Wykresy przedstawiają odpowiednio: a - stan surowy, b - stan wyżarzony, c - różnica między stanem wyżarzonym i surowym dotycząca wielkości występowania ciałek w różnych klasach wielkości. Z porównania wykresów rys. 42A widać jak widać, że różnica między stanem surowym i wyżarzonym dotyczyła ciałek o wielkościach powyżej 1-4 μm , natomiast wyznacza przybyło (o około 10%) ciałek drobniejszych.

Podczas analizy i opracowywania zgromadzonych danych, należy pamiętać, że w stopach chromowych, kształt węglików nie upoważnia do obliczeń średnich rozkładów cząstek przy założeniu ich kulistości. Wydzielenia węglików eutektycznych typu M_7C_3 , a co za tym idzie, również powstających z nich (podczas wyżarzania) węglików $M_{23}C_6$, są bardzo rozbudowane. Wiązki węglików o budowie płytkowej i pręcikowej są ze sobą przestrzennie połączone, stanowiąc kompleksy często obejmujące kilka dendrytów osnowy. Taki rozbudowany szkielet węglikowy stanowi rodzaj sztywnego rusztowania decydującego o szeregu właściwościach mechanicznych. Obraz zaokrąglonych (na przekroju próbki) węglików, szczególnie z rejonów przypowierzchniowych, bez znajomości ich przestrzennej budowy, może powodować błędy interpretacyjne. W tym przypadku rozkład wielkości cięciw jest parametrem opisującym w wystarczającym stopniu morfologię węglików. Na rys.41 pokazano mikrostrukturę stopu 3 w stanie surowym (a) oraz wyekstrahowane z niego węgliki eutektyczne (b i c).



Wyznaczono rozkłady wielkości cięciw N_I fazy węglikowej dla obu stanów materiałów. Wyniki zamieszczono w tablicy 20. Dane dotyczące zmian wywołanych wyżarzaniem, które odnoszą się do rozkładu wielkości cięciw opracowano graficznie i pokazano na rys.42 dla stopów 3 i 5. Wykresy przedstawiają odpowiednio: a - stan surowy, b - stan wyżarzony, c - różnicę między stanem wyżarzonym i surowym dotyczącą częstości występowania cięciw w określonych klasach wielkości. Z porównania wykresów rys.42A wyraźnie widać jak skutek obróbki cieplnej w stopie 3 (pierwotnie austenitycznym) wydzieliła się z osnowy duża ilość węglików wtórnych, co spowodowało istotne zmniejszenie średniej wielkości cięciw. Ubyło cięciw o długościach powyżej 1.44 μm , natomiast wyraźnie przybyło (o około 20%) cięciw krótszych.

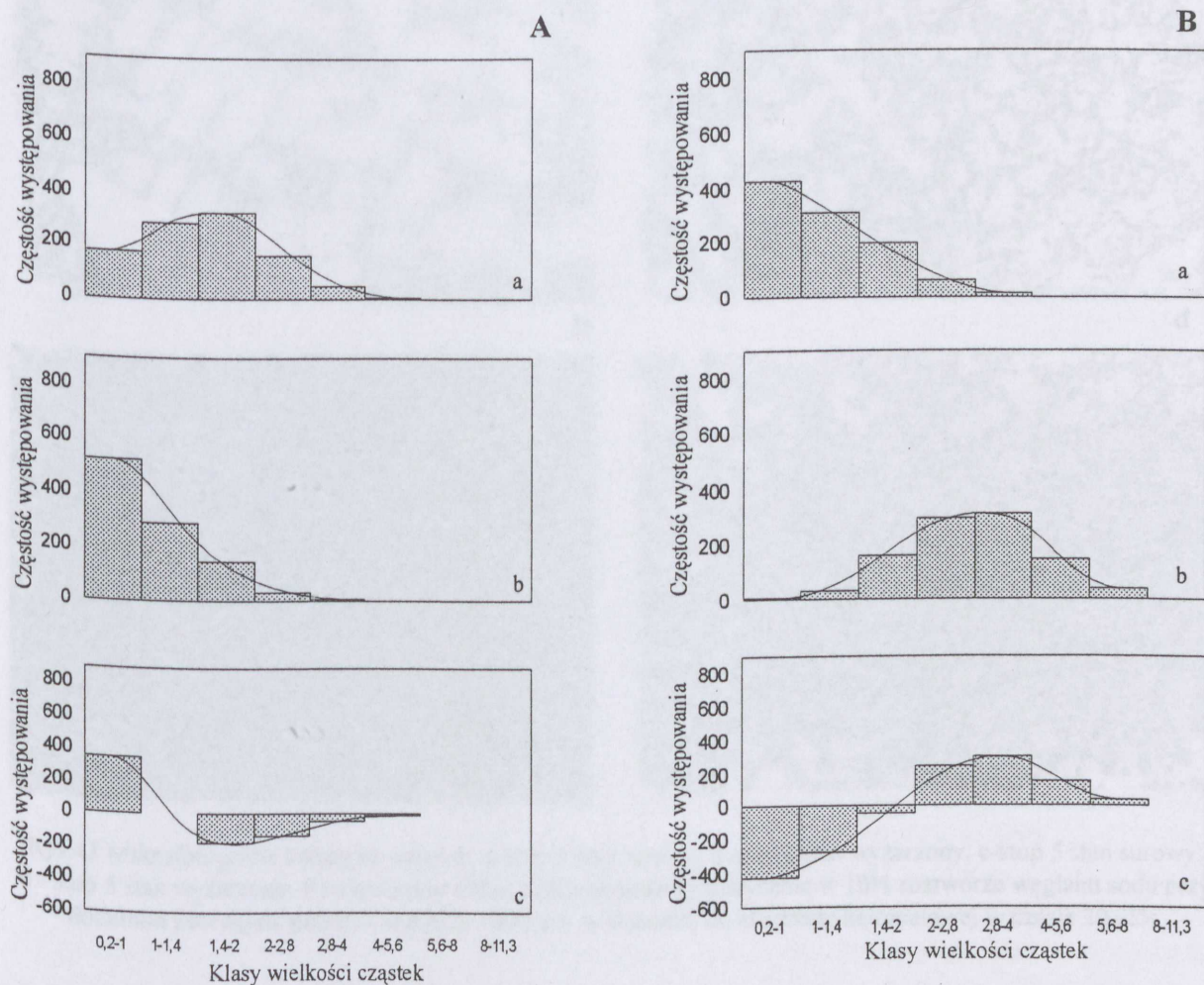
Z odwrótną sytuacją mamy do czynienia w stopie 5, który w stanie surowym miał omówę ferrytyczną. Brak jest wydzielić węglików wtórnych na dę omowy, natomiast widać wyraźny rozrost węglików eutektycznych. Potwierdzeniem tego zjawiska jest obserwowany (rys. 42B) ubytek cząstki występowania (ponad 40%) ciecwi małych ($d \leq 2 \mu\text{m}$) na korzyść ciecwi o większych wymiarach.

Tablica 20. Rozkład wielkości ciecwi fazy węglikowej stopów w stanie surowym i wyżarzonym

Stop	Granice klas, [μm]								ΣN_I
	0.2-1	1-1.4	1.4-2	2-2.8	2.8-4	4-5.6	5.6-8	8-11.3	
	Częstość występowania wymiaru ciecwi w klasie na 1000 wydzieliń, N_I								
Stopy w stanie surowym									
1	133	264	341	193	58	8			997
2	298	316	265	98	21	2			1000
3	174	286	322	165	47	6			1000
4	254	321	289	111	23	2			1000
5	425	308	198	58	11				1000
6	532	287	145	32	4				1000
7	79	202	333	253	110	21	2		1000
8	831	134	31	3					999
9	480	311	165	39	5				1000
10	164	277	324	174	54	7			1000
11	831	134	31	3					999
12	504	296	157	38	5				1000
13	870	103	22	2					997
14	829	120	44	4					997
Stopy w stanie wyżarzonym									
1	13	67	228	317	259	92	18	2	996
2	95	220	336	237	89	21	2		1000
3	520	293	150	33	4				1000
4	8	47	184	305	298	125	30	3	1000
5	5	37	161	297	311	146	39	4	1000
6	73	197	332	262	112	22	2		1000
7	7	44	173	300	303	135	34	4	1000
8	872	101	22	2					997
9	944	38	5						987
10	38	329	342	207	72	11	1		1000
11	655	235	92	16	2				1000
12	133	256	329	202	68	11			999
13	729	201	62	7					999
14	57	167	320	280	139	32	4		999

określony (z 4 do 20%) a w 11 powód wyżarzony (z 8 9 do 30 %). Jednakże należy pamiętać że możliwość popełnienia błędów w tych przypadkach była największa ze względu na bardzo duże ilości silnie rozdzielonych węglików wtórnych. W stopach pierwotnie zawierających co najwyżej niewielką ilość austenitu, przyrost udziału węglików w stosunku do stanu surowego wahał się od około 23% (stop 2) do około 30% (stop 10).

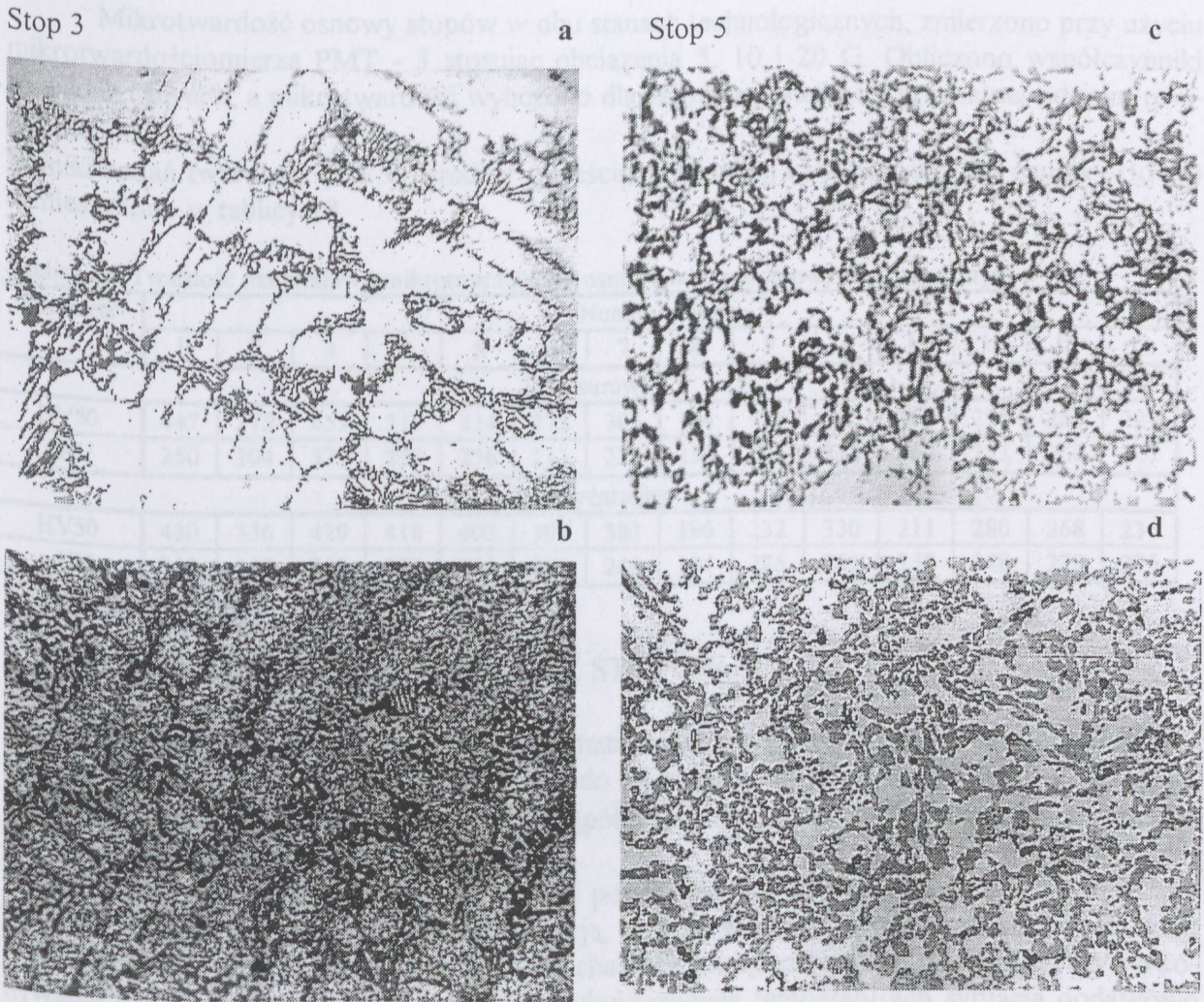
Z odwrotną sytuacją mamy do czynienia w stopie 5, który w stanie surowym miał osnowę ferrytyczną. Brak jest wydzielen węglików wtórnych na tle osnowy, natomiast widać wyraźny rozrost węglików eutektycznych. Potwierdzeniem tego zjawiska jest obserwowany (rys.42B) ubytek częstości występowania (ponad 40%) cięciw małych (do 2 μm) na korzyść cięciw o większych wymiarach.



Rys.42 Zmiana rozkładu wielkości cięciw na skutek wyżarzania: A - stop 3, B - stop 5, a - stan surowy, b - stan wyżarzony, c - różnica między stanem wyżarzonym i stanem surowym

Wyraźny rozrost węglików eutektycznych na skutek wyżarzania, był sygnalizowany także w innych badaniach [70]. Do analogicznych wniosków prowadzi analiza mikrofotografii zamieszczonych na rys.43 a ÷ d.

Wskutek wyżarzania, w istotny sposób wzrosły udziały węglików w stopach, szczególnie tych, które pierwotnie zawierały duże ilości austenitu. I tak w stopie 9 przyrost ten jest pięciokrotny (z 4 do 20%) a w 11 ponad trzykrotny (z 8.9 do 30.1). Jednakże należy pamiętać że możliwość popełnienia błędu w tych przypadkach była największa ze względu na bardzo duże ilości silnie rozdrobnionych węglików wtórnych. W stopach pierwotnie zawierających co najwyżej niewielkie ilości austenitu, przyrost udziału węglików w stosunku do stanu surowego wahał się od około 23% (stop 2) do około 50% (stop10).



Rys.43 Mikrofotografie badanych stopów: a-stop 3 stan surowy, b-stop 3 stan wyżarzony, c-stop 5 stan surowy, d - stop 5 stan wyżarzony. Powiększenie 500 \times , trawione potencjostatycznie w 10% roztworze węglańu sodu przy dodatnim potencjale próbki i napięciu 1000 mV w stosunku do elektrody kalomelowej w czasie 20+25s

7.8 GĘSTOŚĆ MATERIAŁÓW

Pomiary gęstości właściwej wykonano na wadze analitycznej metodą wyporu cieczy (woda destylowana) [161]. Wyniki zebrane w tablicy 17 są średnimi z pięciu oznaczeń.

Tablica 17 Gęstość materiałów

Parametr	Numery stopów													
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14
Gęstość [g/cm ³]	7.298	7.475	7.566	7.410	7.429	7.531	7.473	7.620	7.669	7.510	7.635	7.559	7.575	7.545

7.9 POMIARY TWARDOŚCI

Twardość stopów w stanie surowym i wyżarzonym, zmierzono metodą Vickersa przy obciążeniu 50 kG (wg PN-91/H-04360). Metodę tę zastosowano ze względu na znaczne zróżnicowanie twardości badanych materiałów.

Mikrotwardość osnowy stopów w obu stanach technologicznych, zmierzono przy użyciu mikrotwardościomierza PMT - 3 stosując obciążenia 5, 10 i 20 G. Obliczono współczynniki równania Meyer'a, a mikrotwardość wyliczono dla założonej wielkości przekątnej odcisku równej 10 μm .

Wyniki badań twardości (HV50, średnia z sześciu pomiarów) i mikrotwardości osnowy (μHV) zamieszczono w tablicy 18.

Tablica 18. Twardość materiałów i mikrotwardość ich osnowy w stanie surowym i wyżarzonym

Parametr	Numery stopów													
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14
Stan surowy														
HV50	447	275	451	319	314	272	305	194	324	250	360	225	264	229
μHV	250	204	377	221	236	213	233	230	546	227	466	231	260	201
Stan wyżarzony														
HV50	430	336	429	418	402	307	383	196	232	330	211	280	268	236
μHV	313	198	243	252	235	252	244	194	225	261	232	248	239	275

7.10 WŁAŚCIWOŚCI SPRĘŻYSTE STOPÓW

Podstawowe parametry mechaniczne materiałów mają istotny wpływ na szereg ich właściwości użytkowych. Odnosi się to również do odporności na ścieranie. W teorii Bitter'a, takimi parametrami są moduły Young'a (E) i współczynnik Poisson'a (μ) zarówno materiału ścieranego jak i ścierniwa.

W przypadku realizowania badań, gdy punkty pomiarowe wyznaczone są według planu eksperymentu, często mamy do czynienia z sytuacją, gdy ze względu na nieznormalizowany skład chemiczny stopów, brak jest ścisłych danych charakteryzujących badane materiały. Przy wykonywaniu badań odporności na ścieranie w podwyższonych temperaturach sytuacja dodatkowo się komplikuje, ponieważ wspomniane parametry są funkcjami temperatury, przy czym zmiany te przy 450°C sięgają 30% [162]. Powyższe warunki spowodowały wykonanie badań modułu Young'a w szerokim zakresie temperatur tj. 20 - 600°C. Wartości współczynników Poisson'a dla badanych materiałów oznaczono w temperaturze otoczenia. Próba rozszerzenia tych badań na zakres wyższych temperatur nie powiodła się.

Wyznaczenie modułów Young'a i współczynników Poisson'a, zrealizowano w Katedrze Mechaniki i Podstaw Konstrukcji Maszyn Politechniki Szczecińskiej. W pierwszej kolejności wykonano badania w temperaturze otoczenia na uniwersalnej maszynie wytrzymałościowej ZD - 10 (zakres 400 daN) metodą tensometryczną na próbkach płaskich rys.44. Do pomiaru zastosowano tensometry oporowe typu R/L 120/10 ($k = 2.15$) oraz mostek tensometryczny typu CMT - 831.

Moduł Young'a E wyznaczono z zależności :

$$E = \Delta\sigma / \Delta\varepsilon \quad (12)$$

gdzie: $\Delta\sigma$ - przyrost naprężenia,

$\Delta\varepsilon$ - przyrost wydłużenia względnego,

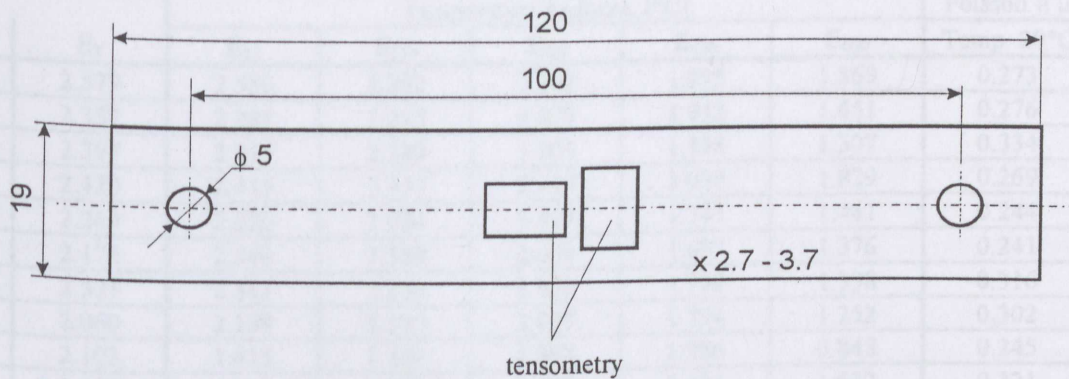
natomiast współczynnik Poisson'a μ z wzoru:

$$\mu = \Delta l_p / \Delta l_w \quad (13)$$

gdzie: Δl_p - przyrost wydłużenia poprzecznego,

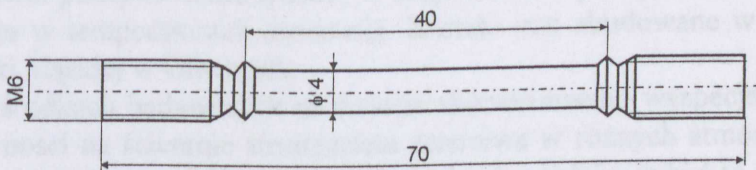
Δl_w - przyrost wydłużenia względnego.

Zakres obciążeń wynosił $\Delta\sigma = 50 \text{ MPa}$ przy orientacyjnej wartości $R_m \approx 150 \text{ MPa}$.



Rys.44 Próbką płaską zastosowaną do wyznaczenia modułu Young'a i współczynnika Poisson'a metodą tensometryczną

Wyznaczono również wartości modułu Young'a w temperaturach 20, 150, 300, 450 i 600°C na próbkach walcowych o średnicy $\phi 4 \text{ mm}$ (rys.45). W tym celu na maszynie ZD - 10 zainstalowano specjalne stanowisko do wykonywania próby statycznego rozciągania metali w wysokich temperaturach. Wykorzystuje ono dzielony piec silitowy z automatyczną regulacją temperatury ($\pm 3^\circ\text{C}$). Do pomiarów zastosowano czujniki indukcyjne typu Gimetr-1 pozwalające na rejestrację wydłużenia z dokładnością do $0.1 \mu\text{m}$. Prędkość rozciągania wynosiła 0.5 mm/min , co w zależności od temperatury, odpowiada prędkości przyrostu naprężenia rozciągającego w granicach $50 \div 75 \text{ MPa / min}$. Dla każdego punktu pomiarowego wykonano po 6 oznaczeń.



Rys.45 Próbką walcową do określenia modułu Young'a w zakresie temperatur $20 \div 600^\circ\text{C}$

Wyniki badań modułu Young'a E_T i współczynnika Poisson'a μ w temperaturze otoczenia na próbkach płaskich z zastosowaniem tensometrów zamieszczono w tablicy 19 łącznie z wynikami oznaczeń modułu Young'a ($E_{20} \div E_{600}$) w rozszerzonym zakresie temperatur. Należy podkreślić dobrą zgodność wartości E w temperaturze otoczenia uzyskanych metodą tensometryczną na próbkach płaskich i czujnikami Gimetr na próbkach okrągłych. Różnice te wynoszą średnio do 5% w stosunku do oznaczeń tensometrycznych E_T , a jedynie w stopach 6 i 9 przekraczają 20% oraz 7% w stopie 7.

Wartości E wyraźnie zmniejszają się wraz ze wzrostem temperatury. Zmiana ta sięga od $\approx 25\%$ dla stopu 14 do 48% dla stopu 6 przy 600°C . Dający się zaobserwować w stopach 2, 9 i 10 okresowy wzrost E w funkcji temperatury, nie jest przypadkowy. Wynika on z występowania w podwyższonych temperaturach w szeregu materiałów przemian drugiego rodzaju. Proces ten opisano w publikacji [163].

Tablica 19. Wyniki oznaczeń modułu Young'a i współczynnika Poisson'a

Wartości modułu Young'a E, [10^5 MPa]							Współczynnik Poisson'a μ
Stop	E_T	Temperatura badania, [°C]					Temp. 20°C
		E_{20}	E_{150}	E_{300}	E_{450}	E_{600}	
1	2.579	2.556	2.282	2.202	1.975	1.869	0.273
2	2.357	2.281	2.295	2.073	1.932	1.651	0.276
3	2.397	2.315	2.185	1.865	1.598	1.307	0.334
4	2.420	2.415	2.397	2.319	2.039	1.829	0.269
5	2.269	2.256	2.054	1.912	1.747	1.441	0.244
6	2.176	2.546	2.389	2.071	1.657	1.376	0.241
7	2.521	2.341	2.190	1.932	1.794	1.338	0.316
8	2.060	2.159	2.130	2.097	1.794	1.252	0.302
9	2.103	1.615	1.386	1.398	1.086	0.848	0.245
10	2.455	2.342	2.206	2.292	2.334	1.632	0.321
11	2.135	2.247	2.132	1.996	1.907	1.378	0.278
12	2.246	2.179	2.143	2.009	1.763	1.561	0.293
13	2.169	2.165	2.057	1.921	1.950	1.614	0.240
14	2.228	2.135	2.121	2.066	1.943	1.650	0.305

7.11 POMIARY ZUŻYCIA ŚCIERNEGO

Badanie odporności na ścieranie w podwyższonych temperaturach wymaga zastosowania specjalnego stanowiska zapewniającego możliwość kontroli temperatury, prędkości ścierniwa, wydatku ścierniwa padającego na próbkę oraz możliwość jednoczesnego badania grupy materiałów. W chwili podejmowania tematu, w kraju istniało tylko jedno stanowisko tego typu pracujące jednakże w temperaturach otoczenia. Zostało ono zbudowane w Instytucie Odlewnictwa Politechniki Śląskiej w Gliwicach.

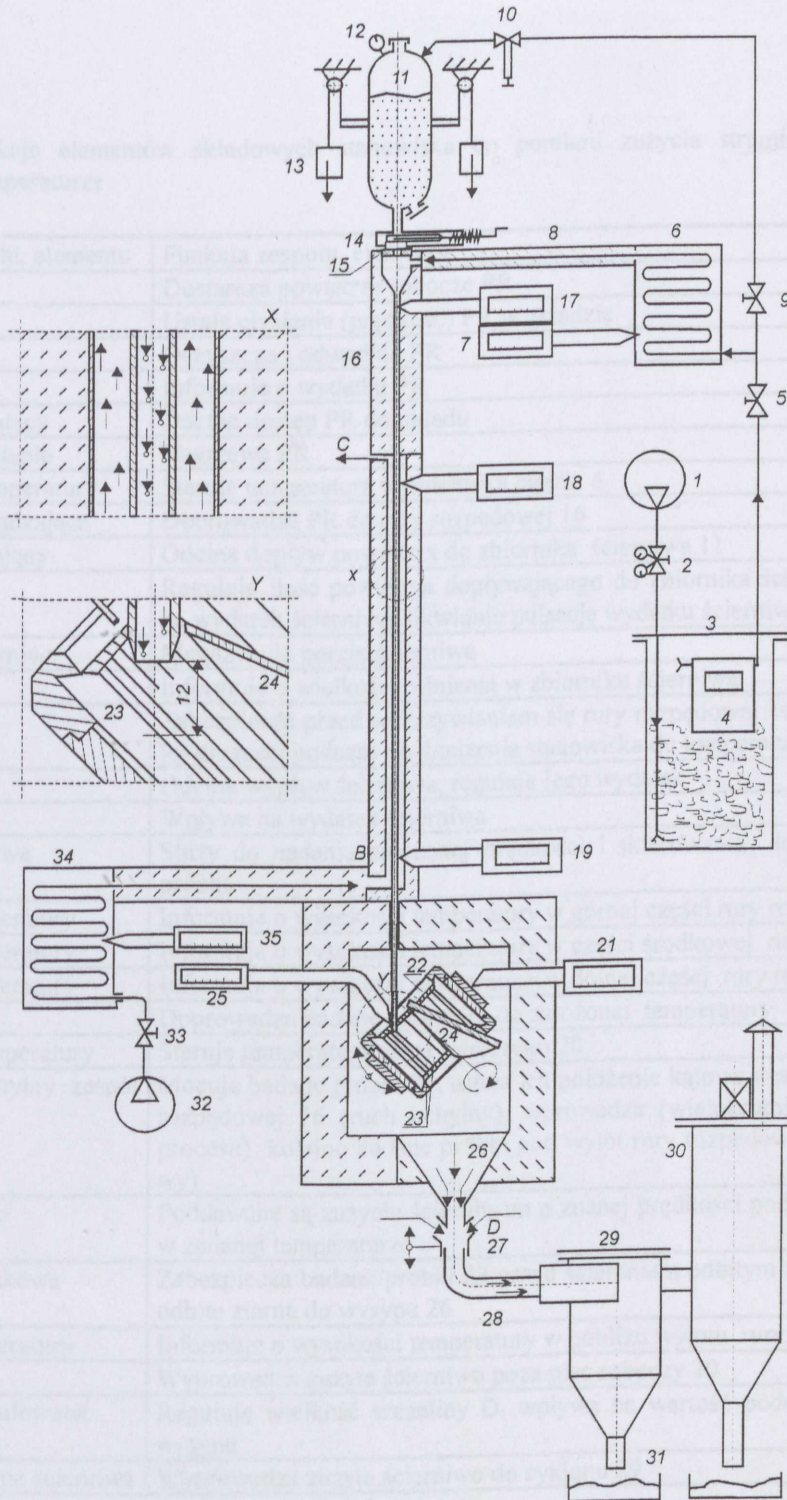
W kilku ośrodkach badawczych na świecie skonstruowano wyspecjalizowane instalacje do badania odporności na ścieranie strumieniem ścierniwa w różnych atmosferach i zakresach temperatur (20 - 1200°C) [152, 153, 164 - 166]. Ich wadą wydaje się być to, że nie umożliwiają jednoczesnego badania wielu próbek. Konieczność prowadzenia dla każdej próbki osobnego procesu ścierania jest szczególnie uciążliwe przy badaniach w wyższych temperaturach, a zapewnienie jednakowych warunków eksperymentu wymaga bardzo dobrze rozwiązanego problemu sterowania parametrami stanowiska, co oczywiście pociąga za sobą poważne koszty. Po zapoznaniu się z zasadami działania większości instalacji, autor przyjął do realizacji ideę zastosowaną w Instytucie Odlewnictwa Politechniki Śląskiej polegającą na umieszczeniu wielu próbek na powierzchni wewnętrznej obrotowego bębna, co dawało gwarancję badania dużej grupy próbek w jednakowych warunkach. Niestety, między innymi ze względu na użyte materiały, nie było możliwości zastosowania stanowiska zbudowanego w Instytucie Odlewnictwa Politechniki Śląskiej do badań w podwyższonych temperaturach. Ponadto jego poziome usytuowanie i duże gabaryty próbek powodowały konieczność użycia dużej ilości ścierniwa, co skutkowało zmianą wymiarów dyszy podczas trwania procesu. W związku z tym, na podstawie dokumentacji konstrukcyjnej opracowanej przez autora i pod jego nadzorem, zostały wykonane w Wyższej Szkole Morskiej w Szczecinie, poszczególne elementy nowej instalacji. Stanowisko zostało zmontowane w Odlewni Doświadczalnej Politechniki Szczecińskiej. Charakteryzuje się ono małymi gabarytami gwarantującymi jednakowe i stabilne warunki temperaturowe we wnętrzu komory roboczej, układem pionowym eliminującym wpływ ciężenia na zmianę wymiarów dyszy podczas procesu oraz możliwością równoczesnego badania kilkudziesięciu próbek z różnych materiałów w jednakowych warunkach.

7.11.1 BUDOWA I ZASADA DZIAŁANIA STANOWISKA DO POMIARU ZUŻYCIA STRUMIENIEM ŚCIERNIWA W PODWYŻSZONYCH TEMPERATURACH

Pełny schemat ideowy stanowiska został pokazany na rys.46 a fotografie wybranych jego elementów na rys.47. Nazwy elementów stanowiska i realizowane przez nie funkcje zestawiono w tablicy 20.

Zasada działania stanowiska polega na doprowadzeniu strumienia ścierniwa do powierzchni badanych próbek. Próbkki znajdują się w kontrolowanej temperaturze, a ziarna ścierniwa atakują je pod określonym kątem ze znaną prędkością. Miarą zużycia jest ubytek masy próbek.

Powietrze robocze (PR) ze sprężarki 1 i zawór redukcyjny 2 po oczyszczeniu w filtrze 3 poprzez gazomierz 4 zostaje doprowadzone rurami, po ogrzaniu w wymienniku 6 pod kryzę 15, oraz poprzez zawór odcinający 9 i mikrozwór 10 nad powierzchnię ścierniwa w zbiorniku 11. Odpowiednie, wzajemne ustawienie mikrozworu 10 i zasuwę 14, przy stałym nadciśnieniu gwarantowanym nastawą reduktora 2, dają możliwość sterowania wydatkiem ścierniwa w dużym zakresie. Zamontowany na zbiorniku 11 manometr 12 informuje o poziomie nadciśnienia w zbiorniku. Ziarna ścierniwa ze zbiornika 11 poprzez zasuwę 14 i kryzę 15 dostają się do górnej części rury rozpędowej 16, gdzie są porywane przez PR i rozpędzane do założonej prędkości. Temperatura PR jest kontrolowana na trzech poziomach miernikami temperatur 17÷19 oraz stabilizowana w przeciwwądzie gorącym powietrzem wprowadzonym w punkcie B pod powierzchnię izolacji termicznej. Powietrze to doprowadzone jest do punktu B ze sprężarki 32 poprzez zawór odcinający 33 i wymiennik ciepła 34, a wyprowadzane na zewnątrz (w punkcie C) osłony termicznej rury rozpędowej 16. Ziarna ścierniwa, po nabraniu założonej prędkości, opuszczają rurę rozpędową i trafiają w badane próbki 23 zamocowane w obrotowo-uchylnym zespole bębna 22 umieszczonym we wnętrzu pieca roboczego 20. Dzięki ruchowi obrotowemu bębna, kolejne próbki wprowadzane są pod wylot rury rozpędowej 16. Kąt padania ścierniwa na powierzchnie próbek regulowany jest kątem pochylenia zespołu bębna 22. Ziarna ścierniwa posiadające po kontakcie z próbką zbyt dużą energię, wyłapywane są przez osłonę kierunkową 24 i kierowane wraz z innymi do wysypu 26 a stamtąd poprzez przysłonę regulacyjną 27, wyprowadzenie ścierniwa 28 do cyklonu 29 i filtra tkaninowego 30. Po skończonym procesie zużyte ścierniwo przesypywane jest do zbiorników 31 i przekazywane do analizy sitowej. Ustawienie przysłony regulacyjnej 27 wpływa na wielkość podciśnienia w komorze pieca roboczego 20 oraz na skuteczność transportu zużytego ścierniwa. Zassane z zewnątrz, w punkcie D, poprzez przysłonę regulacyjną 27 powietrze, miesza się z gorącym powietrzem z komory pieca 20 zabezpieczając instalację odpylającą przed nadmiernym przegrzaniem. Temperaturę we wnętrzu pieca utrzymuje na stałym poziomie regulator 21, którego termoelement wbudowany jest w konstrukcję obrotowo-uchylnego zespołu bębna 22. Poprawność pracy pieca kontrolowana jest dodatkowo miernikiem 25 wskazującym bieżącą temperaturę w rejonie wylotu rury rozpędowej 16.



Rys.46 Schemat ideowy stanowiska do badania zużycia ściernego strumieniem ścierniwa w podwyższonej temperaturze

Tablica 20. Funkcje elementów składowych stanowiska do pomiaru zużycia strumieniem ścierniwa w podwyższonej temperaturze

	Nazwa zespołu, elementu	Funkcja zespołu, elementu
1.	Sprężarka	Dostarcza powietrze robocze PR
2.	Reduktor	Ustala ciśnienie (prędkość) PR w układzie
3.	Filtr	Oczyszcza i odwadnia PR
4.	Gazomierz	Informuje o wydatku PR
5.	Zawór odcinający	Odcina dostęp PR do układu
6.	Wymiennik ciepła	Nagrzewa PR
7.	Regulator temperatury	Steruje temperaturą wymiennika ciepła 6
8.	Rura doprowadzająca	Doprowadza PR do rury rozpędowej 16
9.	Zawór odcinający	Odcina dopływ powietrza do zbiornika ścierniwa 11
10.	Mikrozawór	Reguluje ilość powietrza dopływającego do zbiornika ścierniwa 11, wpływa na wydatek ścierniwa, likwiduje pulsację wydatku ścierniwa
11.	Zbiornik ścierniwa	Magazynuje porcję ścierniwa
12.	Manometr	Informuje o wielkości ciśnienia w zbiorniku ścierniwa
13.	Przeciwwaga	Zabezpiecza przed wykrzywianiem się rury rozpędowej 16 wskutek przyrostu jej długości podczas dochodzenia stanowiska do temperatury pracy
14.	Zasuwa	Odcina wypływ ścierniwa, reguluje jego wydatek
15.	Kryza	Wpływa na wydatek ścierniwa
16.	Rura rozpędowa	Służy do nadania założonej prędkości i skierowania ścierniwa na badane próbki
17.	Miernik temperatury	Informuje o wysokości temperatury w górnej części rury rozpędowej 16
18.	Miernik temperatury	Informuje o wysokości temperatury w części środkowej rury rozpędowej
19.	Miernik temperatury	Informuje o wysokości temperatury w dolnej części rury rozpędowej
20.	Piec roboczy	Doprowadza badane próbki 23 do założonej temperatury
21.	Regulator temperatury	Steruje temperaturą pieca roboczego 20
22.	Obrotowo-uchylny zespół bębna	Mocuje badane próbki 23, ustala ich położenie kątowe w stosunku do osi rury rozpędowej 16 (ruch uchylny), wprowadza (wielokrotnie podczas trwania procesu) kolejno badane próbki pod wylot rury rozpędowej 16 (ruch obrotowy)
23.	Badane próbki	Poddawane są zużyciu ścierniwem o znanej prędkości pod określonym kątem w zadanej temperaturze
24.	Ośłona kierunkowa	Zabezpiecza badane próbki 23 przed ścieraniem odbitym ścierniwem, kieruje odbite ziarna do wysypu 26
25.	Miernik temperatury	Informuje o wysokości temperatury w pobliżu wylotu rury rozpędowej
26.	Wysyp	Wyprowadza zużyte ścierniwo poza piec roboczy 20
27.	Przystona regulowana	Reguluje wielkość szczeliny D, wpływa na wartość podciśnienia w rejonie wysypu
28.	Wyprowadzenie ścierniwa	Wyprowadza zużyte ścierniwo do cyklonu 29
29.	Cyklon	Separuje cząstki stałe ścierniwa
30.	Filtr tkaninowy	Separuje pyły
31.	Pojemniki	Gromadzą cząstki stałe ścierniwa
32.	Sprężarka	Dostarcza powietrze pomocnicze do stabilizacji temperatury rury rozpędowej
33.	Zawór odcinający	Zamyka dopływ powietrza pomocniczego do instalacji
34.	Wymiennik ciepła	Nagrzewa powietrze pomocnicze do ustalonej temperatury
35.	Regulator temperatury	Steruje pracą wymiennika ciepła 34

7.1.1.2 TESTOWANIE STANOWISKA

W wyniku doświadczeń zebranych podczas montażu stanowiska, opracowano parametry wykonania badań, ich stabilność gwarantuje możliwość serii pomiarów.

Podczas badań zastosowano następujące parametry:

1. Temperatura pracy piera roboczego (20)
2. Temperatura powietrza roboczego (PFR) - 20
3. Prędkość obrotowa bębna (22)
4. Prędkość ścierniwa
5. Wydajność ścierniwa
6. Czas trwania procesu
7. Rodzaj ścierniwa
8. Ilość ścierniwa padającego na próbkę
9. Ilość jednorazowo badanych próbek
10. Kąt padania ścierniwa

Na rys.47 są przedstawione elementy stanowiska. Ze względu na różnicę pomiędzy temperaturą piera roboczego (20) a temperaturą

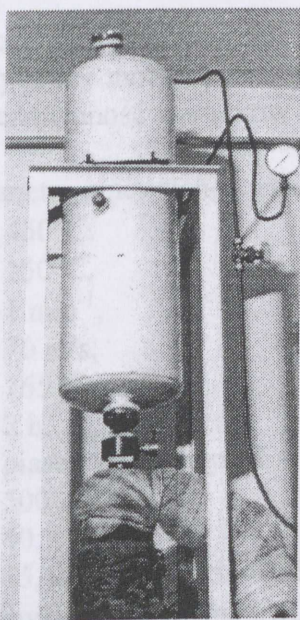
wprowadzenia wielu możliwości oszczędności podczas wykonywania kil-

6/20/10 - 91.

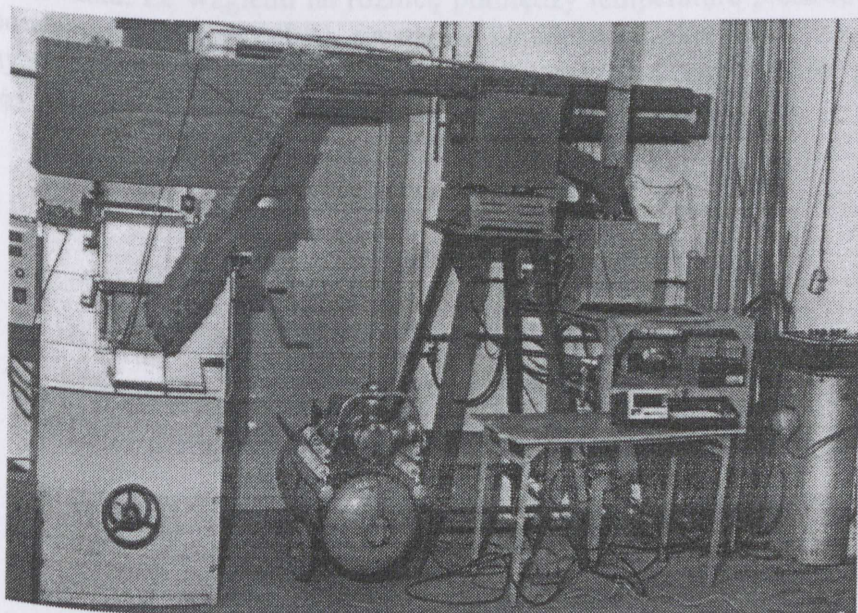
60°

ka badawczego w trakcie

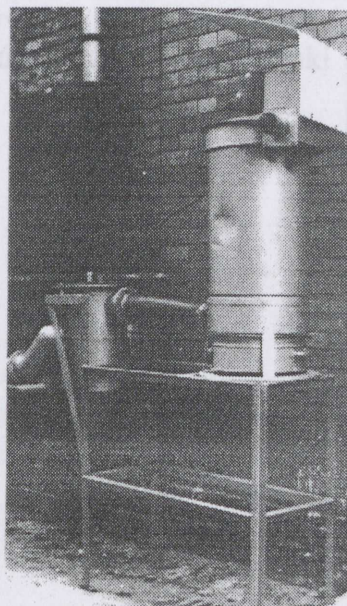
A



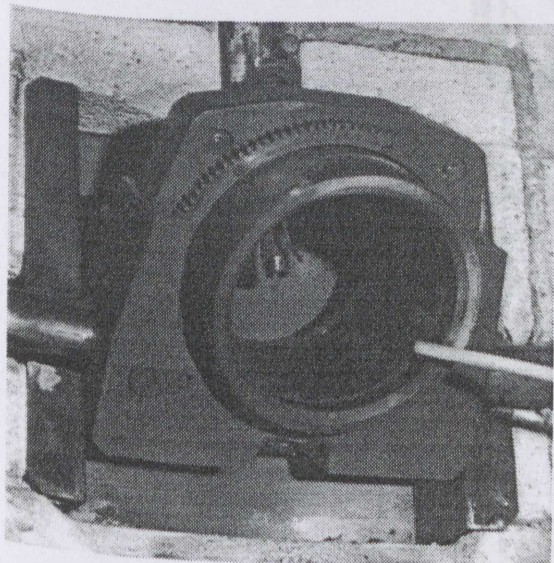
B



C



D



Rys.47 Elementy zmontowanego stanowiska roboczego w trakcie testowania:

- A - zbiornik ścierniwa,
- B - część robocza i zasilająca stanowiska,
- C - system odpylania,
- D - obrotowo - uchylny zespół bębna.

stanowiska F₂ - Kostka w próbie do testowania
 a. 1 - próbka do badania ścierniwości.
 1000000000

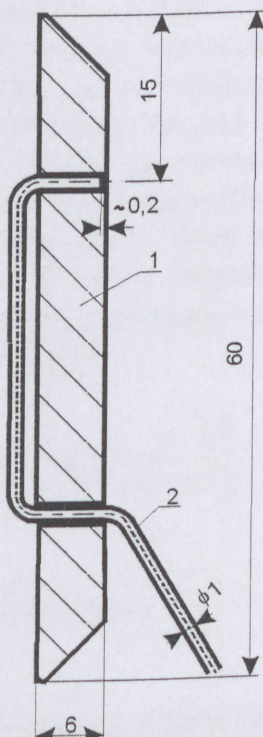
7.11.2 TESTOWANIE STANOWISKA

W wyniku doświadczeń zebranych podczas kolejnych prób i wprowadzenia wielu modernizacji stanowiska, opracowano parametry pracy możliwe do zastosowania podczas wykonywania badań. Ich stabilność gwarantuje niezmiennosć warunków podczas wykonywania kilku serii pomiarów.

Podczas badań zastosowano następujące parametry pracy stanowiska:

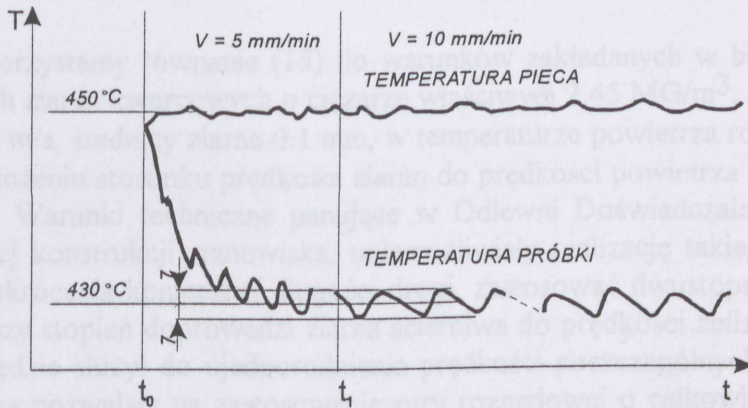
1. Temperatura pracy pieca roboczego (20) - 450°C,
2. Temperatura powietrza roboczego (PR) - 150°C,
3. Prędkość obrotowa bębna (22) - 1 min⁻¹,
4. Prędkość ścierniwa - 70 m/s,
5. Wydatek ścierniwa - 165 g/min,
6. Czas trwania procesu - 2 h,
7. Rodzaj ścierniwa - piasek kwarcowy 1K - 16/20/10 - 91,
8. Ilość ścierniwa padającego na próbkę - 500 g,
9. Ilość jednorazowo badanych próbek - 40,
10. Kąty padania ścierniwa - 15, 20, 25, 30, 35, 40, 50, 60°.

Na rys.47 a ÷ d, pokazano elementy zmontowanego stanowiska badawczego w trakcie testowania. Ze względu na różnicę pomiędzy temperaturą pieca roboczego (20) a temperaturą powietrza roboczego (PR), wystąpiła konieczność określenia rzeczywistej temperatury badanych (w takich warunkach) próbek. W tym celu pod powierzchnię próbki wprowadzono cienki ($\phi 1$ mm) termoelement Fe-Konst. w sposób pokazany na rys.48.



Rys.48 Sposób zainstalowania termoelementu Fe-Konst. w próbce do testowania rzeczywistej temperatury procesu. 1 - próbka do badania ścieralności, 2 - termoelement

Tak przygotowaną próbkę umieszczono wraz z innymi w bębnie i dokonano pomiarów. Stwierdzono, że przy zastosowanych parametrach procesu, temperatura próbki waha się w granicach $430 \pm 7^\circ\text{C}$. Przykładowy wykres uzyskany podczas testowania stanowiska przy kącie padania ścierniwa równym 30° pokazano na rys.49.



Rys.49 Wykres zmian temperatury wnętrza pieca i próbki podczas testowania stanowiska

W znacznej większości testów dotyczących zużycia strumieniem cząstek ciał stałych, bardzo ważnym parametrem, decydującym o szybkości zużycia, jest ich prędkość. Można ją określić kilkoma różnymi metodami. Zaliczamy do nich metody fotograficzne (light speed photography) [16], optyczne (optic gates) [17, 18, 23, 36], mechaniczne - podwójny wirujący dysk [19, 20, 35] i matematyczne [15, 16, 21], polegające na obliczeniu prędkości cząstek z odpowiednich równań. Ostatnie dwie metody są proste w zastosowaniu i nie wymagają skomplikowanego wyposażenia. Cząstka ciała stałego, wprowadzona do płynu o ustalonym przepływie, zostaje porwana przez strumień płynu, jeśli jej rozmiary i masa nie są zbyt duże. Dokładne pomiary wykazują, że cząstka taka nie osiąga od razu prędkości równej prędkości strumienia. Prędkość jej zwiększa się w sposób ciągły, aż zrówna się z prędkością płynu. Podane poniżej równanie (14) zostało wyprowadzone z równania ruchu cząstki o kształcie kuli sformułowanego zgodnie z prawami mechaniki płynów [167]. Służy ono do określania parametrów obróbki strumieniowo - ścierniej. Umożliwia obliczenie długości drogi cząstki (długości rury rozpędowej) L_z takiej, aby cząstka o gęstości ρ_z i promieniu r osiągnęła prędkość v w strumieniu o gęstości ρ_p poruszającego się z prędkością u :

$$L_z = \frac{8}{3} \frac{r}{C_0} \frac{\rho_z}{\rho_p} \left[\frac{v}{u-v} - \ln \left(1 + \frac{v}{u-v} \right) \right] \quad (14)$$

gdzie:

r - promień kuli opisanej na cząstce,

ρ_z - gęstość cząstki,

v - prędkość cząstki,

C_0 - współczynnik oporu kształtu (zależny od liczby Reynolds'a, przy czym w zakresie zmienności $Re = 200 \div 2.900$ można C_0 przyjmować jako wielkość stałą),

ρ_p - gęstość płynu strumienia,

u - prędkość strumienia.

Po wprowadzeniu oznaczenia: $e_r = \frac{v}{u}$ do równania (14) przyjmie ono postać niezależną od prędkości wymuszającej ruch :

$$L_z = \frac{8}{3} \frac{r}{C_0} \frac{\rho_z}{\rho_p} \left[\frac{e_r}{1 - e_r} - \ln \left(1 + \frac{e_r}{1 - e_r} \right) \right] \quad (15)$$

Jeżeli wykorzystamy równanie (15) do warunków zakładanych w badaniach, to okaże się, że dla kulistych ziaren kwarcowych o ciężarze właściwym 2.45 MG/m^3 , zakładanej prędkości końcowej $\approx 70 \text{ m/s}$, średnicy ziarna 0.1 mm , w temperaturze powietrza roboczego wynoszącej 150°C przy założeniu stosunku prędkości ziaren do prędkości powietrza $e_r = 0.93$, droga ta przekracza 10 m . Warunki techniczne panujące w Odlewni Doświadczalnej, przy założonej wcześniej pionowej konstrukcji stanowiska, uniemożliwiały realizację takiego zadania. Postawiono, w celu skrócenia koniecznej długości drogi, zastosować dwustopniowe rozpędzanie. Przyjęto że pierwszy stopień doprowadzi ziarna ścierniwa do prędkości zbliżonej do założonej, natomiast drugi będzie służył do ujednorodnienia prędkości poszczególnych frakcji ścierniwa. Warunki techniczne pozwalały na zastosowanie rury rozpędowej o całkowitej długości wynoszącej 4.6 m . Po obliczeniach ustalono średnicę pierwszego stopnia na $\phi 4.3 \text{ mm}$ i długość 1.2 m . Dla drugiego stopnia przyjęto $\phi 6 \text{ mm}$ przy długości 3.4 m . Ze stosunku pól przekrojów wynika różnica w prędkościach wymuszających ruch w obu stopniach dla tego samego wydatku powietrza na wejściu. Obliczeniowa prędkość w pierwszym stopniu jest prawie dwukrotnie większa ($u_1 / u_2 = 1.947$) niż w drugim. Wykorzystując równanie (15) można określić prędkości poszczególnych frakcji ścierniwa na przejściu z pierwszego do drugiego stopnia. Dla wydatku zimnego powietrza na poziomie $32 \text{ dcm}^3/\text{min}$, przy nadciśnieniu 0.14 MPa , temperaturze powietrza roboczego 150°C , prędkości ziaren w zależności od średnicy wynosiły:

0.10 mm	- 76 m/s	(25.7% _{wag.}),
0.16 mm	- 67 m/s	(39.9% _{wag.}),
0.20 mm	- 63 m/s	(26.0% _{wag.}).

W nawiasach podano udziały procentowe głównych frakcji piasku. W drugim odcinku rury rozpędowej średnia prędkość powietrza wynosiła 68 m/s w związku z czym nastąpiło w nim wyhamowanie ziaren posiadających po opuszczeniu pierwszego stopnia rury rozpędowej prędkości wyższych od założonej i jednocześnie przyspieszenie ziaren o prędkościach mniejszych. Ponieważ najmniejsza główna frakcja ścierniwa jest nie mniejsza niż 0.1 mm , nie należy obawiać się wpływu wielkości cząstek na wyniki. Średnia średnica ziarna obliczona jako wartość środkowa [143] przy uwzględnieniu frakcji głównych wynosi 0.14 mm a dla wszystkich frakcji 0.16 mm . W obliczeniach przyjęto tę wartość na poziomie 0.15 mm gdyż gwarantowało to najwyższe parametry statystyczne opisów matematycznych.

7.11.3 WYNIKI BADAŃ ZUŻYCIA ŚCIERNEGO

Badania odporności na ścieranie strumieniem ścierniwa wykonano przy zachowaniu podanych wcześniej parametrów. Powierzchnie robocze próbek, przed procesem, były szlifowane i polerowane. Próbkę myto w myjce ultradźwiękowej w alkoholu metylowym i po wysuszeniu ważono z dokładnością 10^{-4} g . Analogicznie postępowano po procesie zużycia. Jako ścierniwa użyto piasku kwarcowego z kopalni KPK Grudzeń Las 1K-16/20/10-91 przesianego po wysuszeniu przez sito 0.63 . Ponieważ rzeczywista szerokość próbek w niewielkim stopniu odbiegała od założonej (6 mm), wszystkie próbki zmierzono śrubą mikrometryczną a ubytki masy przeliczono na szerokość teoretyczną 6 mm . Wyniki zestawiono w tablicy 21.

Tablica 21. Ubytek masy próbek

STOP nr	PRÓB- KA nr	Kąt padania ścierniwa, deg							
		15	20	25	30	35	40	50	60
		Ubytek masy próbek, 10 ⁻⁵ g							
1	1	208	269	315	329	269	408	309	272
	2	198	269	322	339	401	290	309	261
	3	398	293	302	329	435	210	408	341
2	1	347	559	550	511	548	361	321	343
	2	383	441	550	556	432	361	321	237
	3	402	497	550	701	405	378	382	567
3	1	222	329	317	360	409	368	272	199
	2	274	285	403	444	362	368	272	258
	3	273	351	394	330	395	368	362	253
4	1	247	423	417	457	419	331	312	263
	2	279	353	396	457	359	370	312	318
	3	321	356	438	509	405	357	343	326
5	1	190	333	446	432	393	403	304	333
	2	244	328	410	419	393	350	377	291
	3	290	331	373	421	393	341	325	396
6	1	353	481	508	548	434	315	277	269
	2	365	468	578	492	425	320	277	269
	3	376	494	472	468	431	344	328	338
7	1	275	375	392	444	433	388	356	316
	2	227	450	498	444	458	388	356	316
	3	267	351	455	429	414	388	369	407
8	1	495	597	661	604	513	380	312	311
9	1	330	444	575	702	454	99	219	196
	2	368	391	562	416	365	490	219	196
	3	309	452	587	449	421	227	313	195
10	1	384	474	498	475	471	381	334	241
	2	376	469	510	475	465	387	334	239
	3	380	472	485	446	457	344	420	337
11	1	408	471	548	604	692	264	225	193
	2	354	426	586	524	280	347	225	193
	3	308	483	624	436	305	305	281	264
12	1	426	488	502	568	368	370	302	204
	2	447	488	678	538	484	362	302	222
	3	437	501	599	490	398	391	282	325
13	1	415	463	536	585	421	361	302	212
	2	411	553	606	516	368	278	224	229
	3	420	452	624	496	374	208	274	286
14	1	413	534	532	555	467	388	262	224
	2	418	528	567	555	467	390	289	266
	3	416	522	601	539	467	386	332	341

Wykorzystując wcześniej zgromadzone wyniki badań gęstości (tablica 17), wartości zgromadzone w tablicy 21 przeliczono na ubytki objętościowe. Podano również średnie z badań trzech próbek dla każdego punktu pomiarowego (z wyjątkiem stopu 8). Obliczone wartości zebrano w tablicy 22.

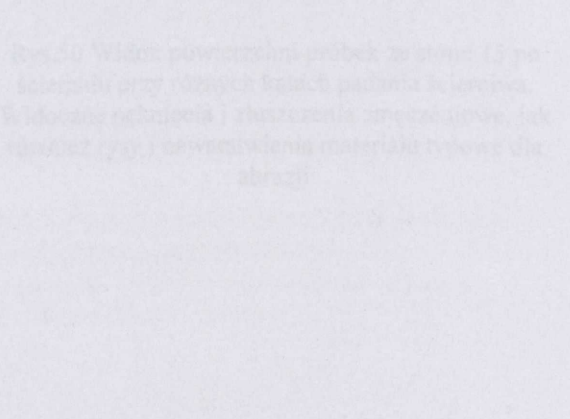
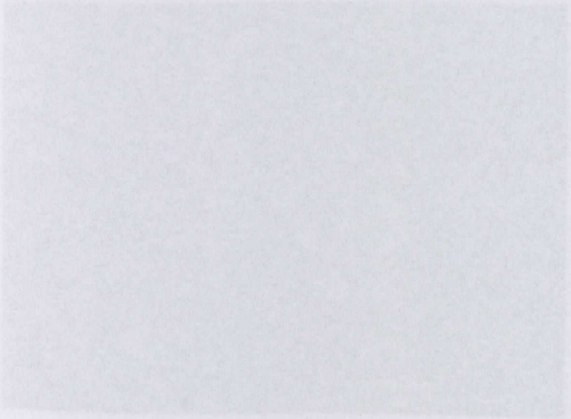
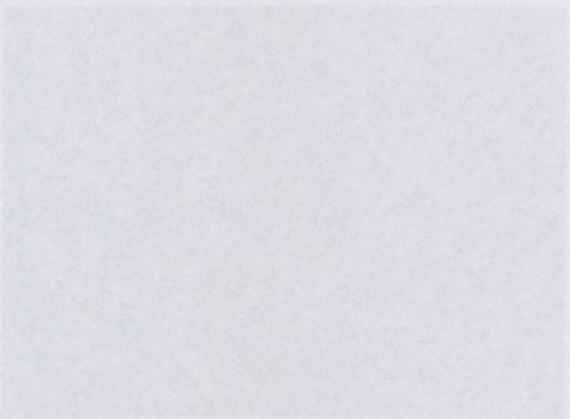
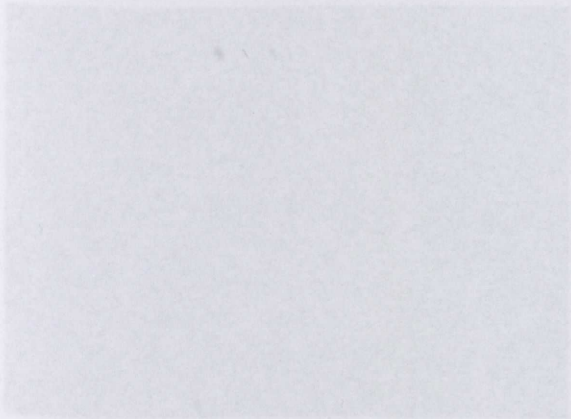
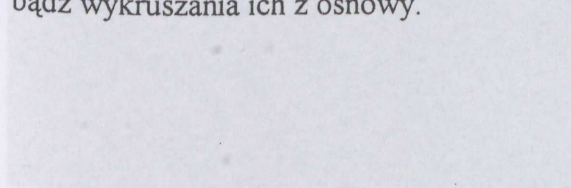
Tablica 22. Ubytek objętości próbek

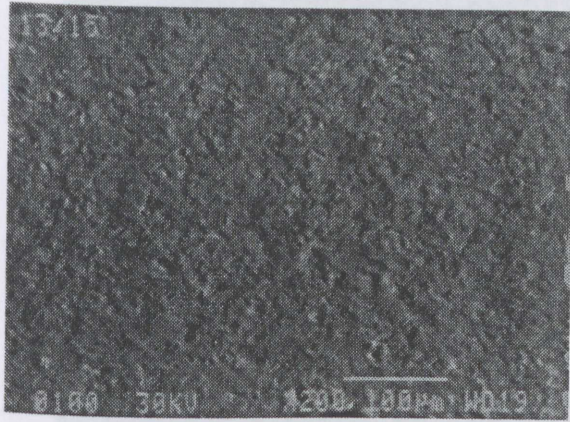
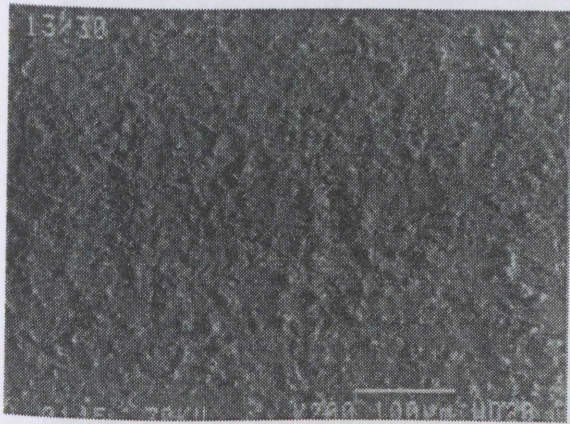
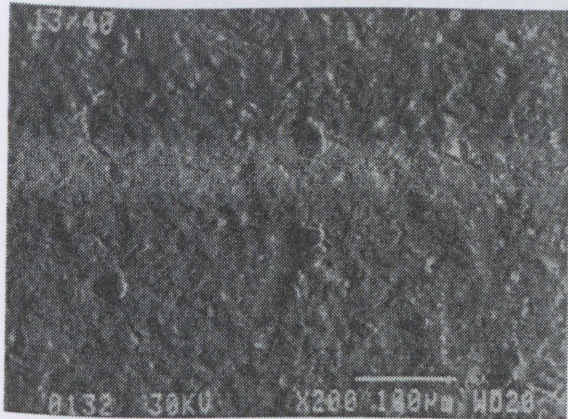
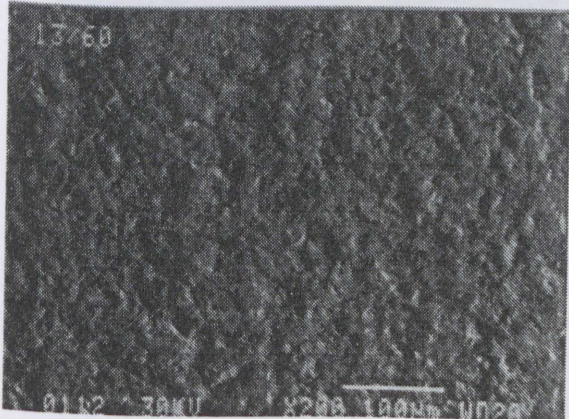
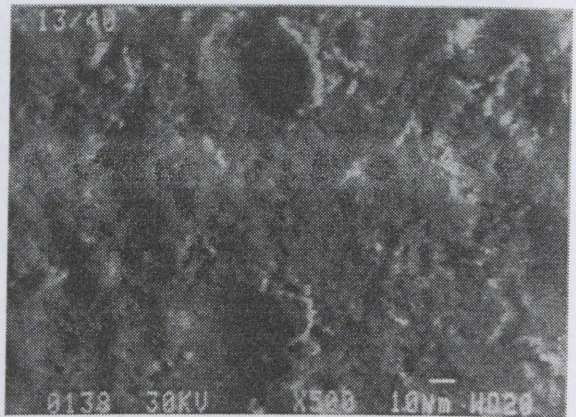
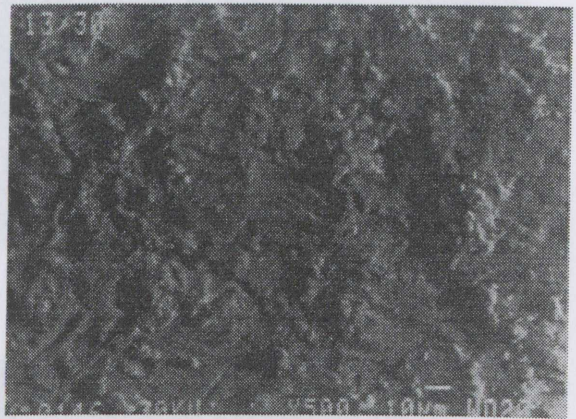
STOP nr	PRÓBKA nr	Kąt padania ścierniwa, deg							
		15	20	25	30	35	40	50	60
		Ubytek objętości próbek, 10^{-12}m^3							
1	1	284	369	431	451	369	559	423	373
	2	271	369	441	465	550	398	423	358
	3	545	401	414	451	596	288	559	467
	Średnia	367	379	429	458	505	479	423	366
2	1	464	748	736	684	733	483	429	459
	2	512	590	736	744	578	483	429	317
	3	538	665	736	938	542	505	511	758
	Średnia	504	668	736	714	618	483	429	388
3	1	293	435	420	476	540	486	360	263
	2	362	376	532	586	478	486	360	342
	3	360	463	521	436	522	486	478	335
	Średnia	338	425	491	531	514	486	360	302
4	1	333	571	563	617	565	447	421	356
	2	376	476	535	617	484	500	421	429
	3	433	480	591	687	547	481	463	440
	Średnia	381	509	563	617	532	473	421	392
5	1	256	448	600	581	528	542	409	447
	2	328	441	551	564	528	471	507	391
	3	390	445	502	566	528	459	438	532
	Średnia	325	445	531	572	528	507	458	419
6	1	469	639	674	728	577	419	367	357
	2	485	621	768	653	564	425	368	358
	3	500	656	627	621	573	457	435	448
	Średnia	484	639	680	691	571	422	368	357
7	1	368	502	525	594	579	519	476	423
	2	304	602	666	594	612	519	476	423
	3	358	470	609	573	555	520	494	545
	Średnia	343	525	600	594	582	519	476	423
8	1	650	783	868	793	673	499	409	408
9	1	430	579	750	915	592	130	286	256
	2	480	510	732	542	477	639	285	256
	3	403	590	765	585	548	296	408	254
	Średnia	438	560	749	728	539	384	285	256
10	1	511	631	663	632	627	507	445	321
	2	500	625	679	632	619	515	445	319
	3	506	628	646	594	608	458	559	449
	Średnia	506	628	663	632	618	511	445	320
11	1	535	617	718	791	907	346	295	253
	2	463	558	768	686	367	455	295	253
	3	403	632	817	571	399	399	368	346
	Średnia	467	602	767	739	558	400	295	253
12	1	563	646	664	751	487	489	399	270
	2	592	646	897	712	640	479	399	294
	3	578	663	792	648	526	517	373	430
	Średnia	578	652	784	732	551	484	399	282
13	1	548	611	708	772	556	477	399	280
	2	543	730	800	681	486	367	295	302
	3	554	596	824	655	494	275	362	377
	Średnia	548	646	777	727	512	422	247	291
14	1	547	708	705	736	619	514	347	297
	2	554	700	751	736	619	516	383	352
	3	551	692	797	714	619	512	440	452
	Średnia	551	700	751	736	619	515	365	325

Wygląd powierzchni próbek stopu 13 po ścieraniu przy kątach padania ścierniwa 15, 30, 40 i 60° pokazano na rys.50, natomiast widok przekroju poprzecznego do powierzchni w miejscu najintensywniej ścieranym pokazano na rys.51 - 54.

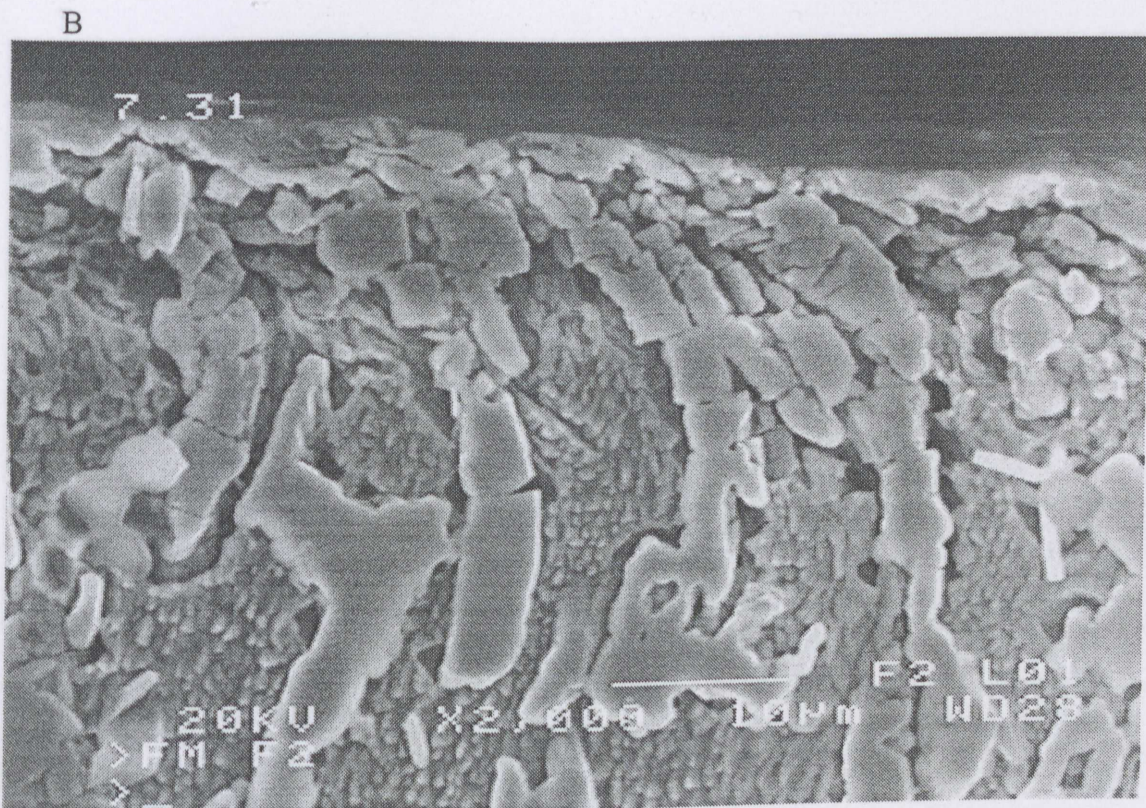
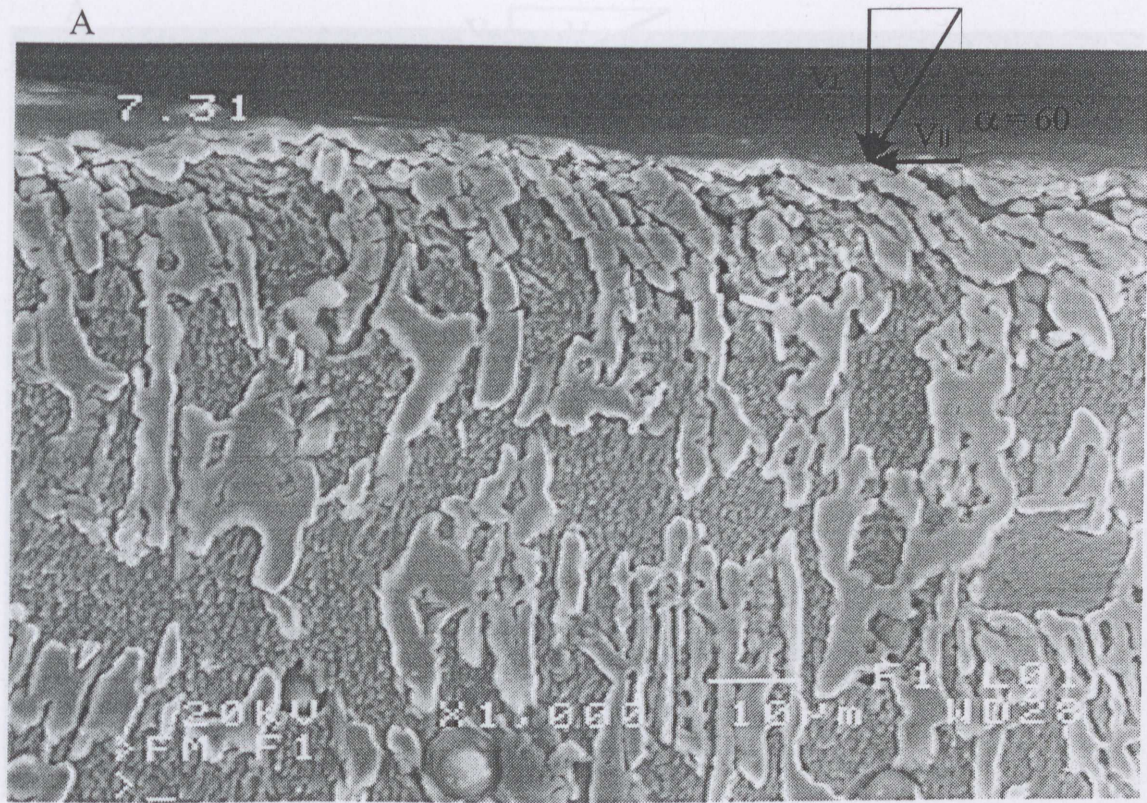
Analiza tych zdjęć przeczy twierdzeniom, że dla małych kątów padania ścierniwa, gdzie mechanizmem dominującym jest abrazja (mikroskrawanie), zużywanie się materiału polega na odstonięciu węglików (wskutek usunięcia z rejonu ich występowania osnowy), a potem doprowadzeniu do ich złamania. Na rys.51 (stop 7, 60°) są wyraźnie widoczne pęknięcia węglików na głębokości $\approx 30 \mu\text{m}$ pod powierzchnią ścieraną, natomiast dla tego samego stopu ścieranego pod kątem $\alpha = 25^\circ$ (rys.52) pęknięcia sięgają aż do głębokości 60 μm .

Podobne zjawisko występuje w przypadku stopu 1 ($\alpha = 25^\circ$) pokazanego na rys.53, przy czym głębokość, na której można zaobserwować pęknięcia węglików jest dwukrotnie mniejsza niż dla stopu 7 ścieranego pod tym samym kątem. W żadnym z przytoczonych przypadków (dla $\alpha = 25^\circ$) nie zaobserwowano wystawiania węglików ponad powierzchnię ścieraną. Nieco odmienna sytuacja występuje w przypadku stopu 3 ścieranego pod kątem $\alpha = 60^\circ$ (rys.54). Pęknięcia węglików eutektycznych, otoczonych wielką ilością pręcikowych węglików wtórnych nie są tak wyraźne jak w poprzednich przypadkach, natomiast same węgliki są wygięte w kierunku ruchu ścierniwa (rys.54A) i sprawiają wrażenie jak gdyby zostały plastycznie rozciągnięte („rozsmarowane”) na ścieranej powierzchni próbki. Efekt ten jest dobrze widoczny na rys.54B. Obraz zarejestrowany na tym rysunku przeczy powszechnemu mniemaniu, że ze względu na swoją dużą twardość węgliki zużywają się jedynie wskutek pęknięcia, wyłamania bądź wykruszania ich z osnowy.

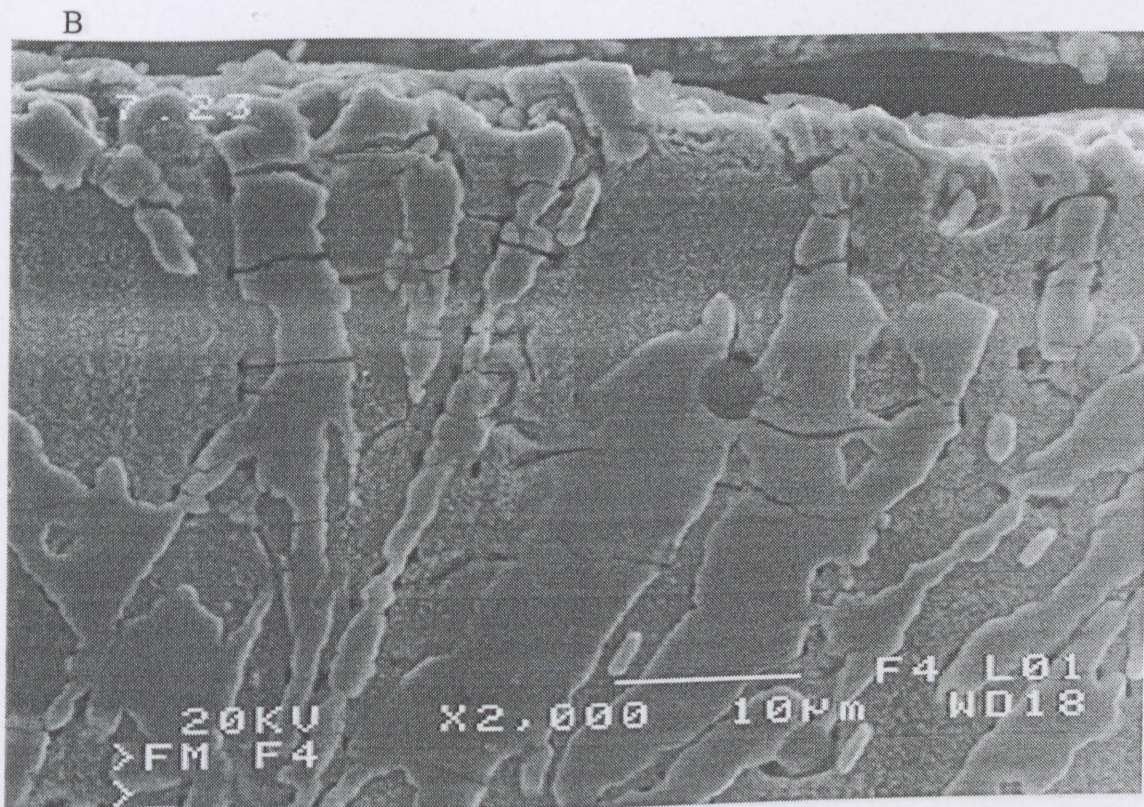
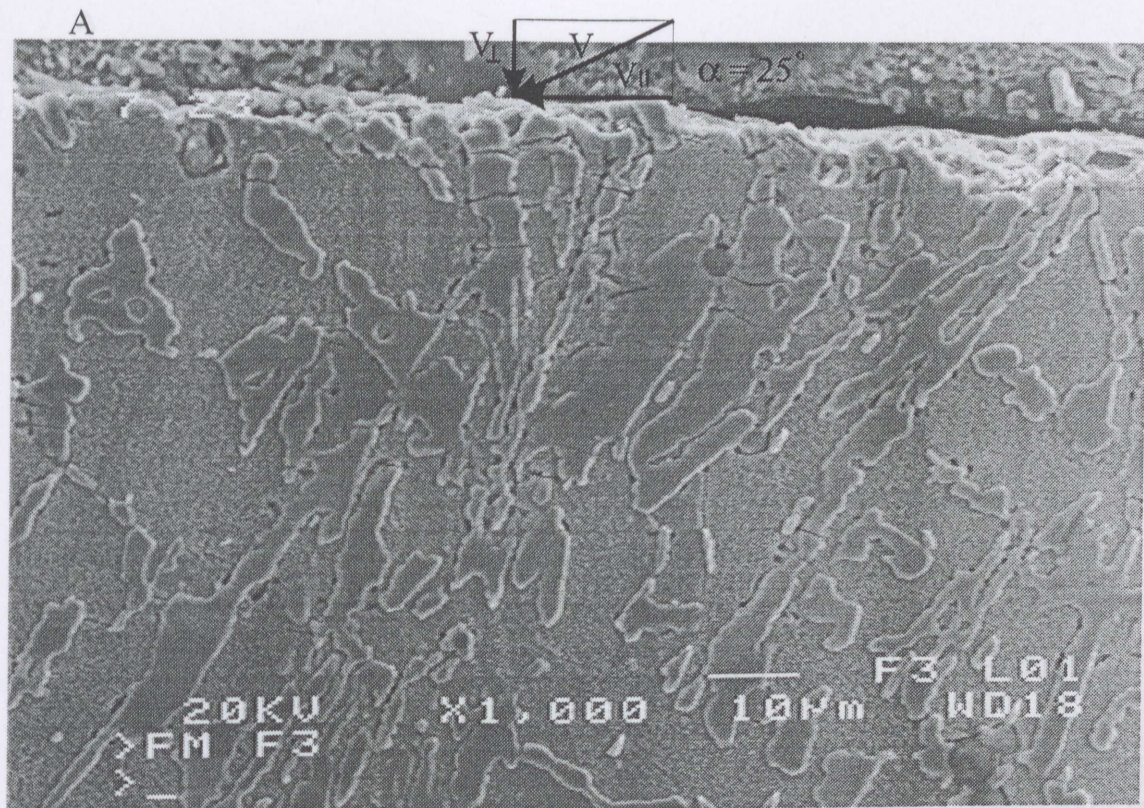


$\alpha = 15^\circ$ Powiększenie $\times 200$  $\alpha = 30^\circ$  $\alpha = 40^\circ$  $\alpha = 60^\circ$  $\times 500$ Kierunek ścierania \rightarrow 

Rys.50 Widok powierzchni próbek ze stopu 13 po ścieraniu przy różnych kątach padania ścierniwa. Widoczne pęknięcia i złuszczenia zmęczeniowe, jak również rysy i nawarstwienia materiału typowe dla abrazji

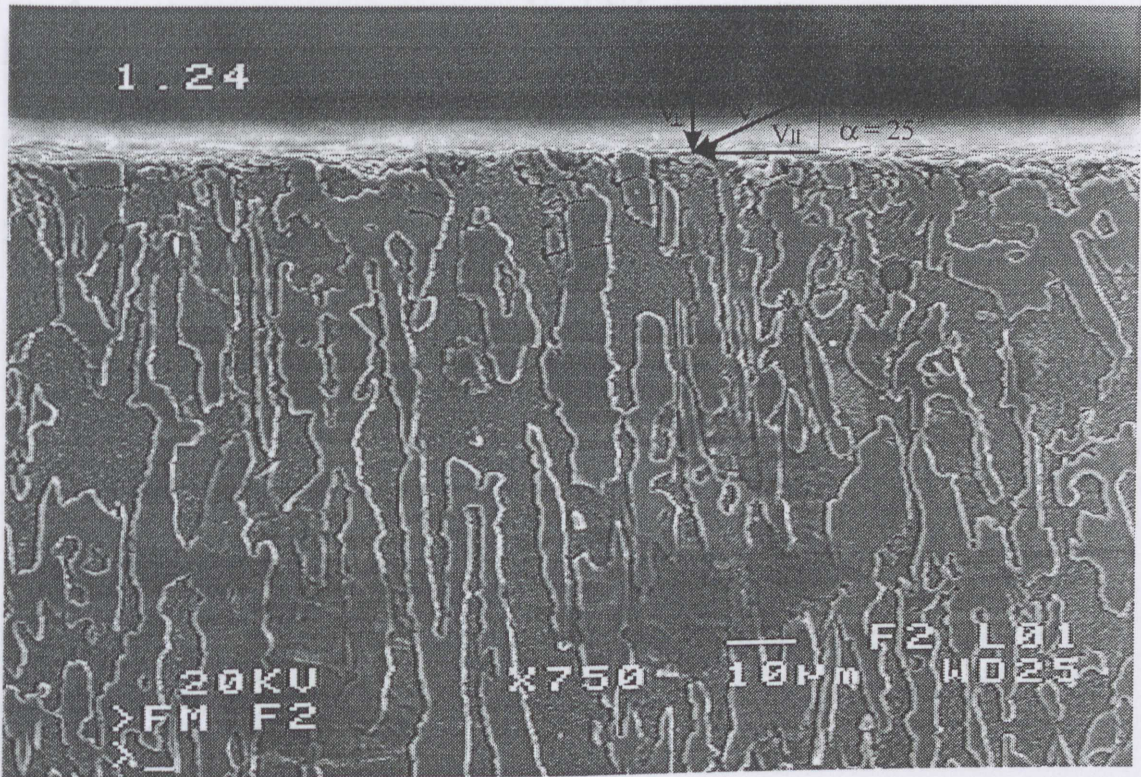


Rys.51 Powierzchnia przekroju prostopadła do powierzchni zużytej po ścieraniu stopu 7 przy kącie padania ścierniwa $\alpha = 60^\circ$. Próbkę trawioną głęboko w strumieniu gorącego roztworu kwasu solnego w alkoholu etylowym. Widoczne pęknięcia węglików na głębokości ponad $30 \mu\text{m}$ oraz przemieszczenia ich fragmentów w kierunku równoległym do powierzchni próbki

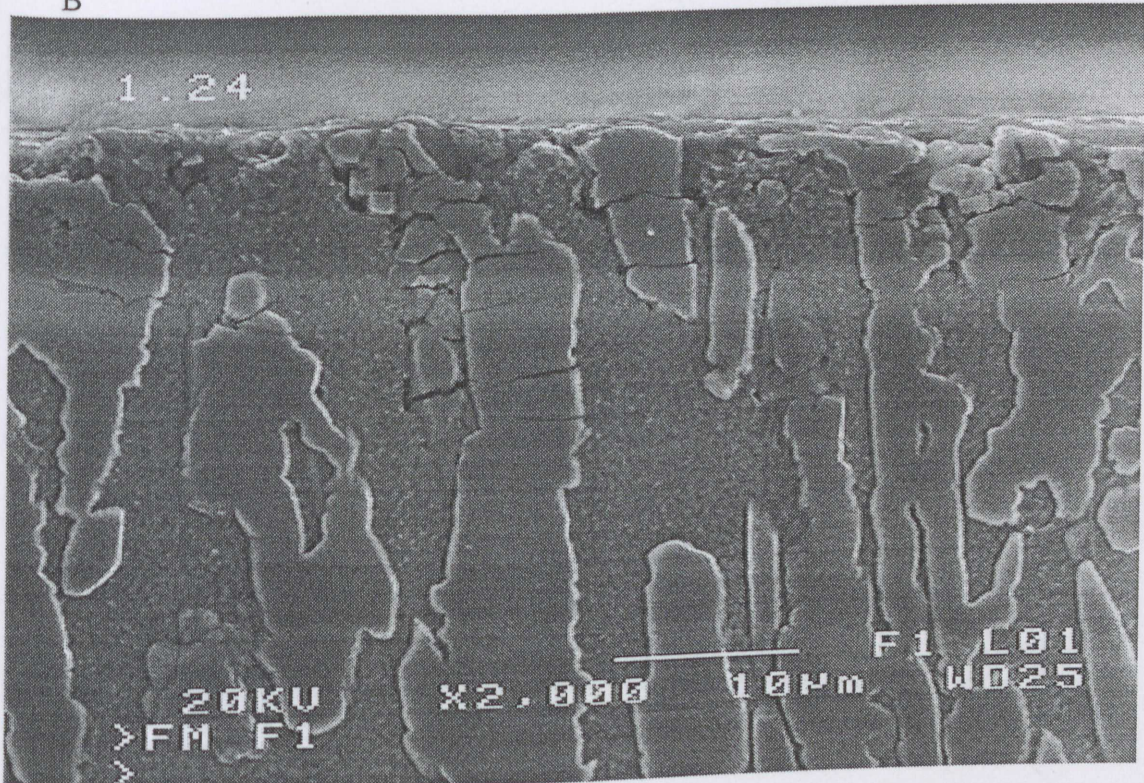


Rys.52 Powierzchnia przekroju prostopadła do powierzchni zużytej po ścieraniu stopu 7 przy kącie padania ścierniwa $\alpha = 25^\circ$. Próbkę trawiona głęboko w strumieniu gorącego roztworu kwasu solnego w alkoholu etylowym. Widoczne pęknięcia nawet grubych węglików (8 - 10 μm) na głębokości do 60 μm . Przemieszczenia poziome widoczne tylko bardzo blisko powierzchni próbki

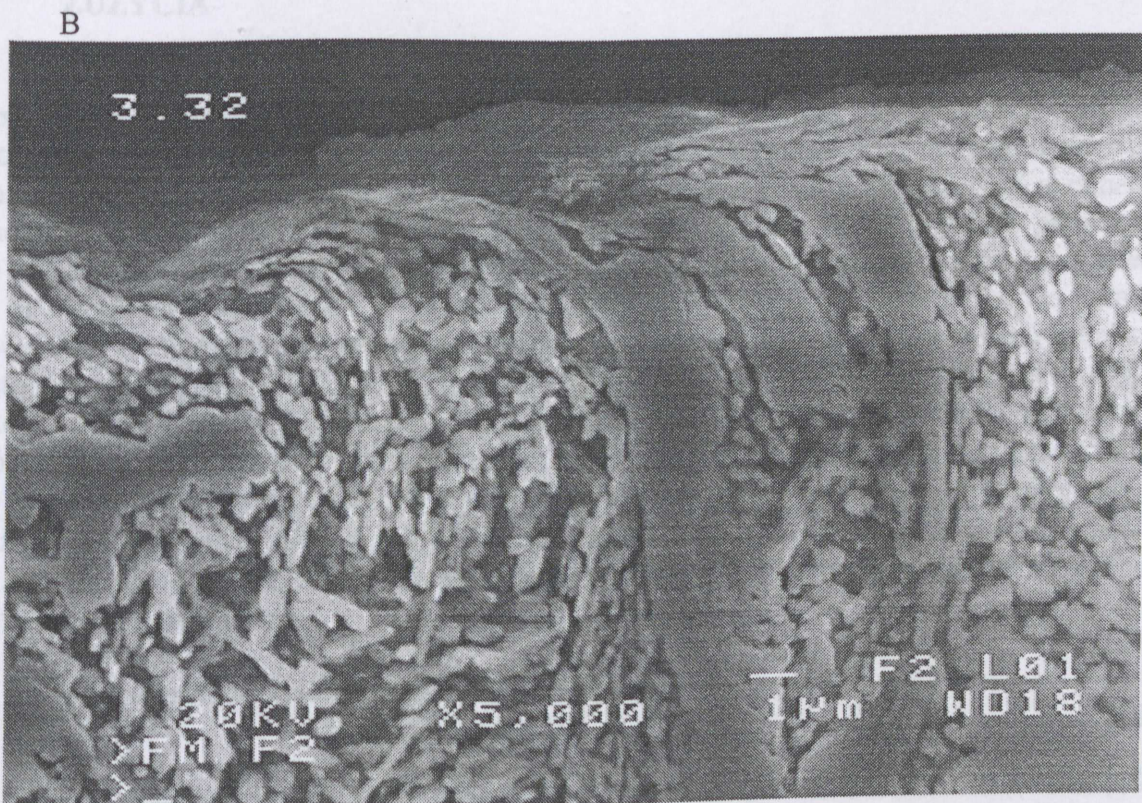
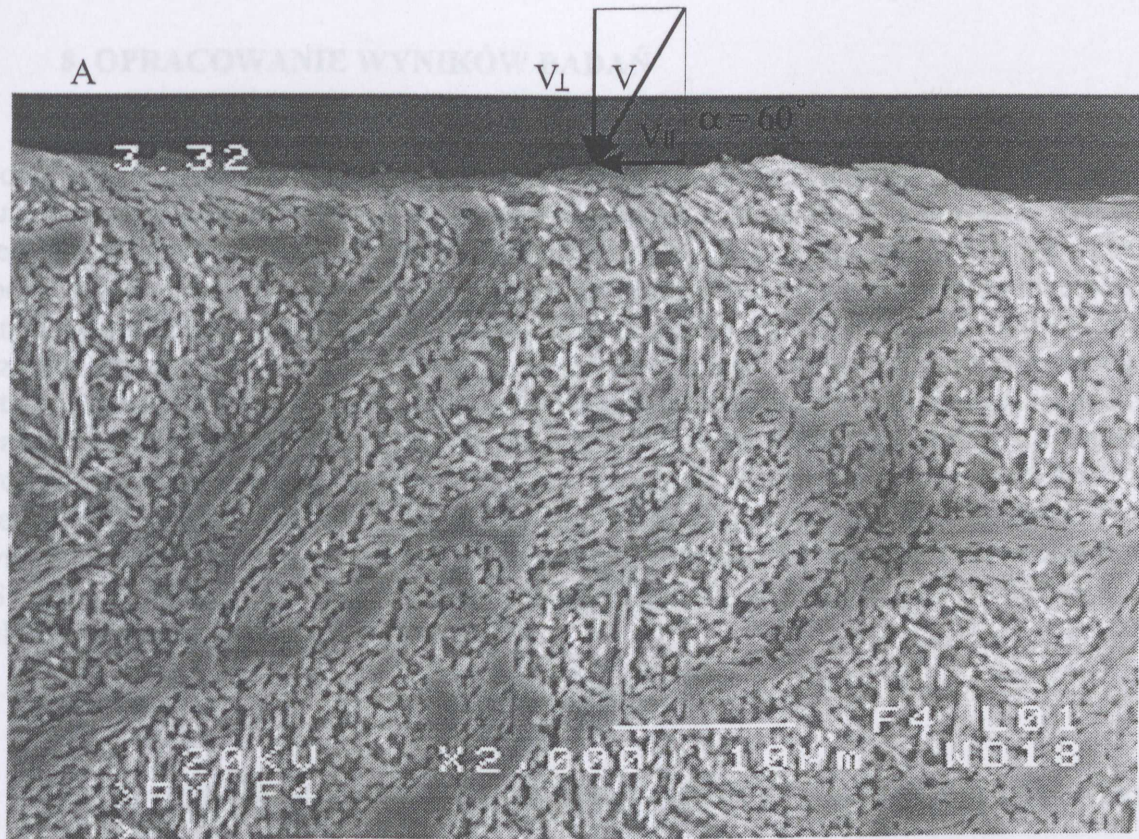
A



B



Rys.53 Powierzchnia przekroju prostopadła do powierzchni zużytej po ścieraniu stopu I przy kącie padania ścierniwa $\alpha = 25^\circ$. Próbkę trawiona głęboko w strumieniu gorącego roztworu kwasu solnego w alkoholu etylowym. Widoczne pęknięcia całkowite lub częściowe nawet grubych węglików. Nieznaczne przemieszczenia poziome widoczne tylko tuż przy powierzchni



Rys.54 Powierzchnia przekroju prostopadła do powierzchni zużytej po ścieraniu stopu 3 przy kącie padania ścierniwa $\alpha = 60^\circ$. Próbka trawiona głęboko w strumieniu gorącego roztworu kwasu solnego w alkoholu etylowym. Widoczne pęknięcia węglików eutektycznych na głębokości do $6 \mu\text{m}$. Na mniejszych głębokościach węgliki eutektyczne są wygięte, a na samej powierzchni próbki, „rozsmarowane” wzdłuż powierzchni atakowanej ścierniwem

8. OPRACOWANIE WYNIKÓW BADAŃ

Jak wspomniano w rozdziale 5, niezależnie od reprezentowanej dyscypliny badawczej, celowe jest stosowanie matematycznych opisów wyników eksperymentów. Tego typu postępowanie prowadzi do poważnych oszczędności czasowych i finansowych. Upoważnia również do interpretacji całej przestrzeni objętej zakresem zmiennych. W przypadkach, w których na badany proces wpływa wiele wzajemnie powiązanych czynników, jest jedynym wiarygodnym postępowaniem gwarantującym poprawną interpretację otrzymanych wyników. W związku z tym, wszystkie zamieszczone poniżej opisy matematyczne zostały opracowane przy zastosowaniu metody regresji drugiego rodzaju na drodze dołączania i odrzucania członów funkcji zgodnie z literaturą [155]. Poziom istotności wynosił 0.05. Obliczenia wykonane zostały na zmiennych sprowadzonych do postaci standaryzowanej w przedziale wartości liczbowych $\langle 0.5 \div 1.5 \rangle$ wg zależności (16). Przy każdym równaniu podano wartości parametrów statystycznych: współczynnik korelacji (R_k), odchylenie standardowe wartości funkcji (S) oraz wartość testu F-Snedecora (F). Wartości maksymalne i minimalne zmiennych niezależnych podane są w tablicach zawierających wielkości zmierzone.

$$x_i = \frac{x - x_{\min}}{x_{\max} - x_{\min}} + 0.5 \quad (16)$$

8.1 WYKORZYSTANIE ZALEŻNOŚCI BITTER'A DO OPISU WYNIKÓW BADAŃ

8.1.1 OKREŚLENIE STAŁYCH MATERIAŁOWYCH I ENERGETYCZNYCH ZUŻYCIA

Podane w tablicy 22 wartości średnie zużycia poddano obróbce przy zastosowaniu (opracowanego w Instytucie Odlewnictwa Politechniki Śląskiej w Gliwicach) programu Erozja 1F. Program ten przeznaczony jest do wyznaczania parametrów materiałowych (y , H) oraz energetycznych zużycia (E , R) zgodnie z teorią Bitter'a. Wyznaczenie tych parametrów, umożliwia funkcyjny opis danych eksperymentalnych, co ułatwia z kolei graficzne przedstawienie wyników badań zużycia oraz umożliwia analizę odporności badanego tworzywa w zależności od innych jego właściwości. Program napisany jest w języku Turbo Pascal 5.5 dla komputerów IBM-PC. Wymienione parametry określane są poprzez obliczenia statystyczne korelacyjne metodą krokową Draper'a. Danymi wejściowymi do programu są wartości zużycia dla kolejnych kątów padania ścierniwa, „gęstość”, prędkość ziaren ściernych oraz masa ścierniwa padająca na próbkę. Program, przy zachowaniu kryterium minimalnego błędu, dopasowuje zależności (1 - 3) do wprowadzonych wartości zachowując relacje ujęte w równaniach (4 - 6). Ponadto, dla granicznego kąta padania ścierniwa α_0 , zapewnia spełnienie warunku równości pierwszej pochodnej zależności (1) i (2). Dopasowanie funkcji Bitter'a do opracowywanych wyników badań określa test Fischer'a F_i :

$$F_i = s / r_a \quad (17)$$

Odchylenie standardowe składnika resztowego :

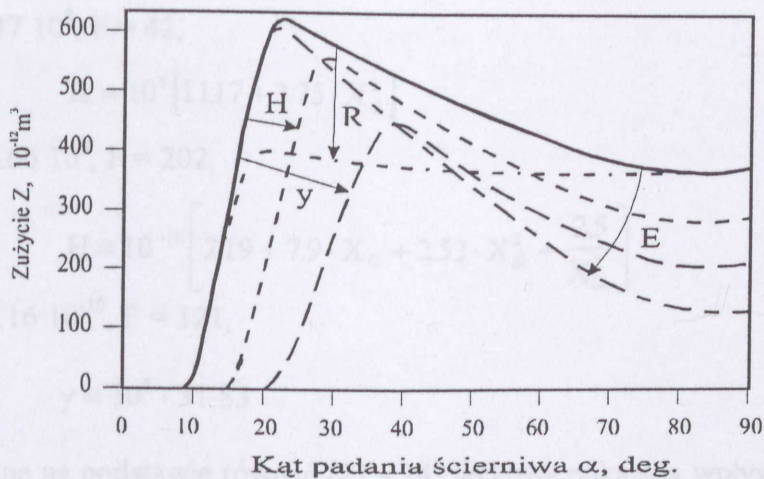
$$Sr = (r_a / (n - 3))^{0.5} \quad (18)$$

$$\text{gdzie : } s = \sum_{\alpha_i} W_{\text{Bitter}\alpha_i}^2 \quad (19)$$

$$r_a = \sum (W_{\text{pomiar}\alpha_i} - W_{\text{Bitter}\alpha_i})^2 \quad (20)$$

n - ilość punktów pomiarowych.

Oddziaływanie wzrostu parametrów Bitter'a na kształt charakterystyk zużycia pokazano na rys.55.



Rys.55 Oddziaływanie wzrostu wartości parametrów Bitter'a na kształt charakterystyk zużycia

Obliczone wartości y , H , E i R oraz parametry oceny statystycznej zgromadzono w tablicy 23.

Tablica 23. Parametry materiałowe i energetyczne ścierania dla badanych stopów, wartość testu Fischera F_i oraz odchylenia standardowego składnika resztowego S_r

Stop	Energia wykruszania E $J/m^3 \times 10^8$	Energia skrawania R $J/m^3 \times 10^8$	Stała H $m^2/N \times 10^{-10}$	Granica spr. dynamicznej y $MPa \times 10^6$	Wartość testu Fisher'a F_i	Odchylenie standardowe S_r $\times 10^{-5}$
1	23.41	20.73	18.35	31.44	86	2.61
2	48.89	13.19	14.87	31.64	158	0.22
3	35.60	18.07	18.53	31.80	127	0.49
4	29.11	16.66	18.19	31.02	187	2.88
5	22.08	17.77	19.50	31.35	211	1.46
6	64.69	13.80	15.89	30.93	97	2.59
7	24.25	16.10	18.72	31.24	347	2.58
8	60.39	11.56	13.50	30.14	101	2.76
9	131.60	13.34	17.09	31.33	51	2.50
10	48.67	14.08	15.67	30.80	268	1.79
11	260.40	12.81	16.57	31.11	65	3.45
12	180.40	12.49	12.43	33.08	140	1.51
13	337.70	12.79	11.18	34.87	79	1.14
14	113.70	12.45	12.33	33.19	259	3.31

8.1.2 WYZNACZENIE PARAMETRÓW BITTER'A JAKO FUNKCJI SKŁADU CHEMICZNEGO STOPÓW, ORAZ ILOŚCIOWYCH CECH STRUKTURY

W celu określenia w jaki sposób poszczególne składniki stopów oddziałują na parametry Bitter'a, a w konsekwencji na kształt charakterystyki zużycia, wykorzystano metodę regresji II rodzaju i opracowano równania wiążące te parametry ze składem chemicznym stopów. Otrzymane zależności dają się opisać następującymi związkami [168]:

$$E = 10^8 \left[e^{4-1.44 \ln(X_C \cdot X_{Cr})} \right] \quad (21)$$

$$R_k = 0.9, S_E = 0.47 \cdot 10^8, F = 42,$$

$$R = 10^8 [11.17 + 3.75 \cdot X_C^2] \quad (22)$$

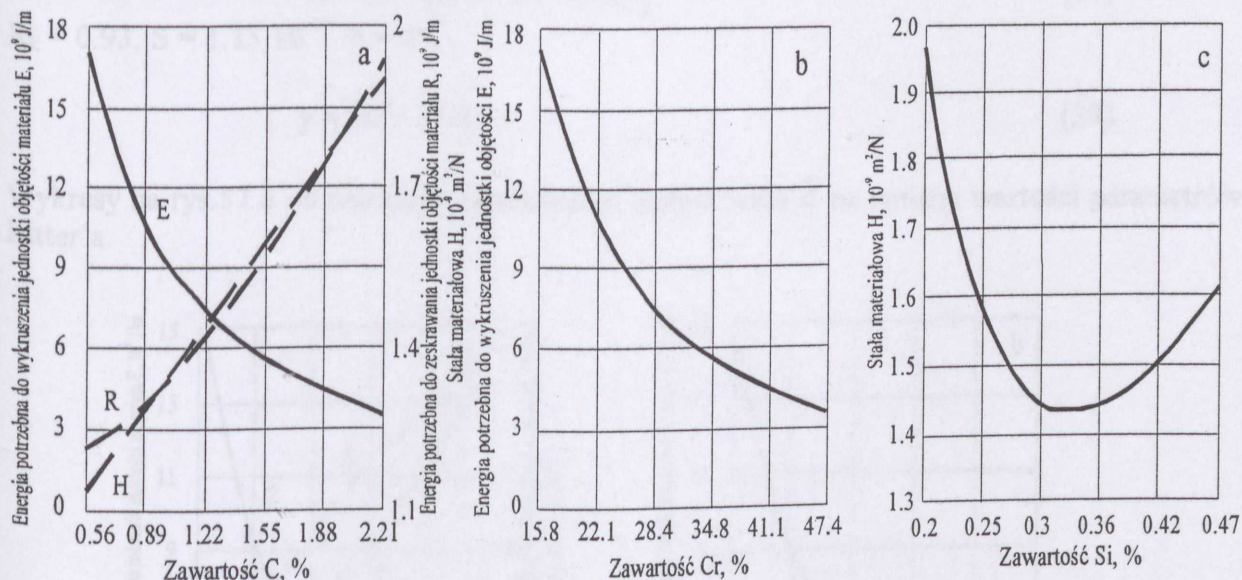
$$R_k = 0.97, S_R = 0.66 \cdot 10^8, F = 202,$$

$$H = 10^{-10} \left[2.19 + 7.9 \cdot X_C + 2.53 \cdot X_{Si}^2 + \frac{2.5}{X_{Si}^2} \right] \quad (23)$$

$$R_k = 0.94, S_H = 1.16 \cdot 10^{-10}, F = 121,$$

$$y = 10^6 \cdot 31.83 \quad (24)$$

Opracowane na podstawie równań (21 - 24) wykresy pokazują wpływ C, Cr i Si na parametry Bitter'a. Zostały one zamieszczone odpowiednio na rys.56 a÷c.



Rys.56 Wpływ składu chemicznego stopów na parametry Bitter'a

Z analizy rys.56 wynika, że wzrost udziału węgla w stopach, wpływa intensywnie na zmniejszenie energii potrzebnej do wykruszenia jednostki objętości materiału E w zakresie do ok.1.3% C. Przy zawartościach wyższych wpływ ten maleje. Zmniejszenie parametru E (rys.55) skutkuje wzrostem zużycia dla zakresu średnich i dużych kątów padania ścierniwa. Węgiel wpływa także na wartość energii potrzebnej do zeskrawania jednostki objętości materiału R powodując jej liniowy wzrost w całym zakresie zmiany udziału C. W konsekwencji powoduje to wyraźne zmniejszenie zużycia dla zakresu średnich kątów α (rys.55). Podobny wpływ wywiera C na parametr materiałowy H dając obniżenie zużycia w zakresie małych kątów α (rys.55). Chrom wpływa jedynie na energię wykruszania E w ten sam sposób jak węgiel, w związku z czym powinien powodować wzrost zużycia dla zakresu średnich i dużych kątów padania ścierniwa. Wzrost udziału krzemu wpływa na zmianę parametru materiałowego H przy czym wykazuje minimum w zakresie średnich zawartości Si. Zwiększanie wartości H wpływa na obniżenie zużycia przede wszystkim w obrębie małych i dużych kątów α (rys.55). Należy pamiętać że wszystkie sugestie dotyczące wpływu krzemu należy traktować jako spostrzeżenia robocze wymagające potwierdzenia w badaniach, w których udział Si będzie zmienną (zaplanowaną w eksperymencie) w szerokim zakresie zawartości. W niniejszych badaniach Si jest składnikiem niepożądanym, jednakże ze względu na jego silne oddziaływanie nie jest dopuszczalne pominięcie go w tych rozważaniach.

Postępując analogicznie jak w przypadku składu chemicznego, dane zebrane w tablicy 23, dotyczące energetycznych (E , R) i materiałowych (y , H) parametrów Bitter'a, skorelowano z ilością (%K) i średnią wielkością węglików (\bar{d}) (tablica 15). Określono tą drogą zależność parametrów Bitter'a od ilościowych cech struktury. W efekcie uzyskano następujące równania regresji:

$$E = 10^8 \left[e^{4-1.4 \cdot \ln(X_K \cdot X_{\bar{d}})} \right] \quad (25)$$

$$R_k = 0.92, S = 0.41 \cdot 10^8, F = 56,$$

$$R = 10^8 \left[e^{2.43+0.24 \cdot X_K^2} \right] \quad (26)$$

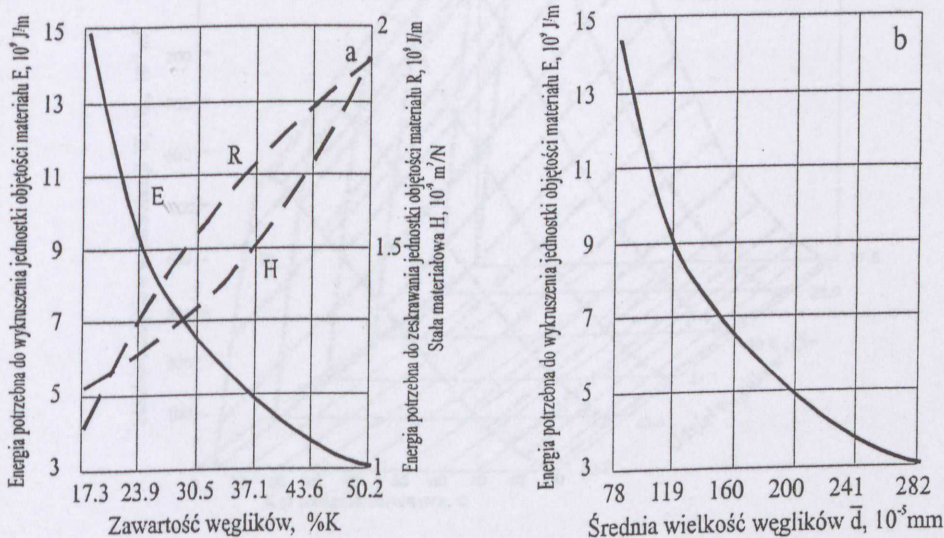
$$R_k = 0.96, S = 0.05 \cdot 10^8, F = 130,$$

$$H = 10^{-10} \left[16.3 + 3.7 \cdot \ln X_K^2 \right] \quad (27)$$

$$R_k = 0.93, S = 1.13 \cdot 10^{-10}, F = 65,$$

$$y = 10^6 \cdot 31.83 \quad (28)$$

Wykresy na rys.57 a i b pokazują odpowiednio wpływ %K i \bar{d} na zmiany wartości parametrów Bitter'a.



Rys. 57 Wpływ udziału węglików (%K) i ich średniej wielkości (\bar{d}) na parametry Bitter'a

Udział węglików, podobnie jak zawartość węgla w stopach, wpływa znacząco na wartości parametrów E , R i H . Kierunki oddziaływania są takie same jak w przypadku wpływu węgla, a w związku z tym przewidywane skutki powinny być analogiczne. Wpływ wielkości węglików \bar{d} jest natomiast taki sam jak oddziaływanie chromu. Rozrost wydzielań węglikowych powoduje zmniejszanie energii wykruszania E , co w konsekwencji powoduje wzrost zużycia dla średnich i dużych kątów padania ścierniwa (rys.55).

Po wstawieniu równań (21 - 24) lub (25 - 28) odpowiednio do wzorów (1 - 3 i 7 - 9) i uwzględnieniu poniżej podanych zależności (29 - 31) uzyskano możliwość oceny oddziaływania zmian składu chemicznego stopów na składowe mechanizmy ścierania, jak również określono wpływ ilości i wielkości węglików na te mechanizmy.

$$Z_1 = 10^{-1} (W_1 + W_3) \quad \text{dla } \alpha < \alpha_0 \quad (29)$$

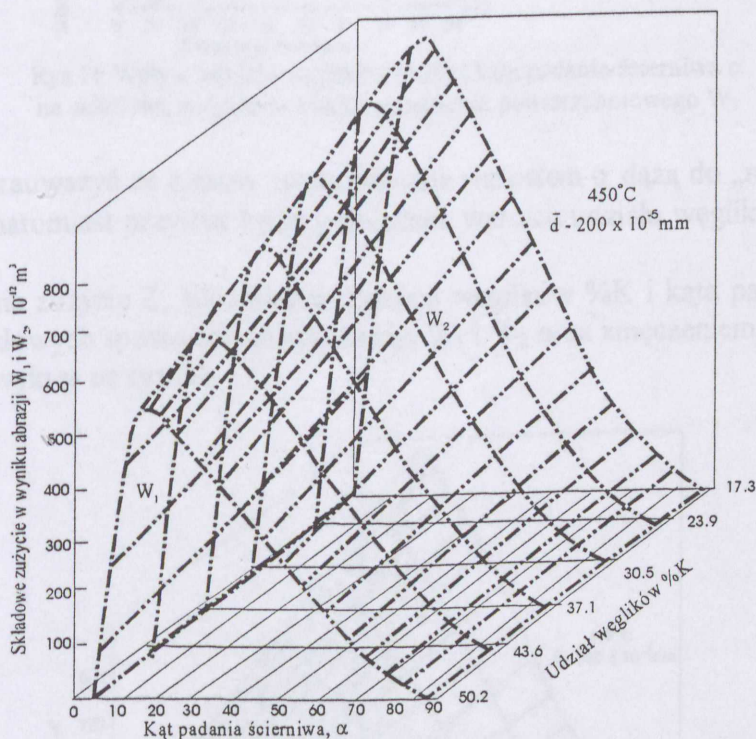
$$Z_2 = 10^{-1} (W_2 + W_3) \quad \text{dla } \alpha > \alpha_0 \quad (30)$$

$$Z_3 = 10^{-1} W_3 \quad (31)$$

Różnica w zapisie między równaniami (4 - 6) a (29 - 31) wynika z formatu danych wprowadzanych do programu Erozja 1F.

Wykonano przykłady obliczeń dla zastosowanej w badaniach średniej prędkości ścierniwa $V = 68 \text{ m/s}$ oraz „gęstości” ścierniwa $D = 0.15 \text{ Nm}^2/\text{s}^4$. Otrzymane rezultaty opracowano graficznie i pokazano na rys.58 - 64.

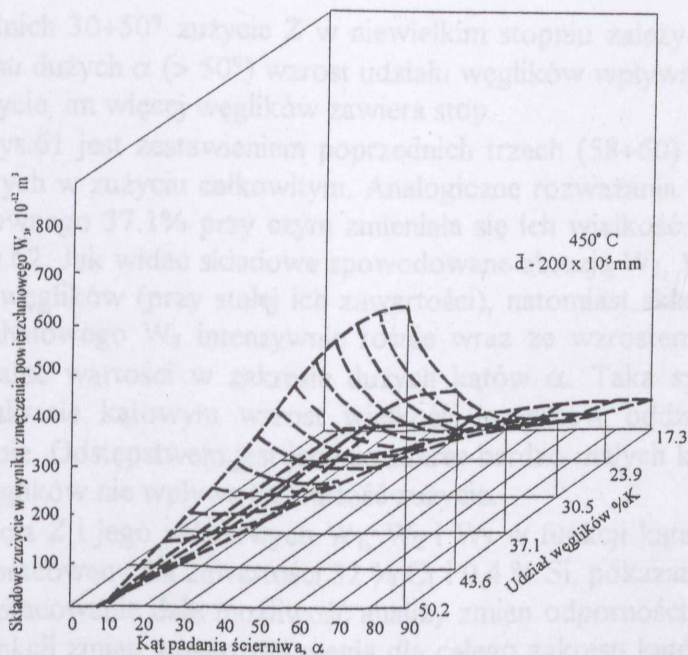
Wykres na rys.58 pokazuje wpływ zwiększania udziału węglików od poziomu 17.3 do 50.2% na składowe zużycie w wyniku abrazyji (W_1 i W_2) dla całego zakresu kąтового przy stałej wielkości węglików równej $2 \mu\text{m}$.



Rys.58 Wpływ udziału węglików (%K) i kąta padania ścierniwa α na składowe zużycie w wyniku abrazyji W_1 i W_2

Jak można zauważyć wzrost udziału węglików w stopie ma istotny wpływ na składową zużycia spowodowaną abrazją w zakresie małych i średnich kątów padania ścierniwa tj. do $\approx 40^\circ$. Najbardziej wpływa w obrębie kąta granicznego obniżając wartość W_1 i W_2 o ponad 40%. Dla kątów powyżej 60° wzrost udziału węglików nie ma praktycznie wpływu na zmianę wartości zużycia przez abrazję.

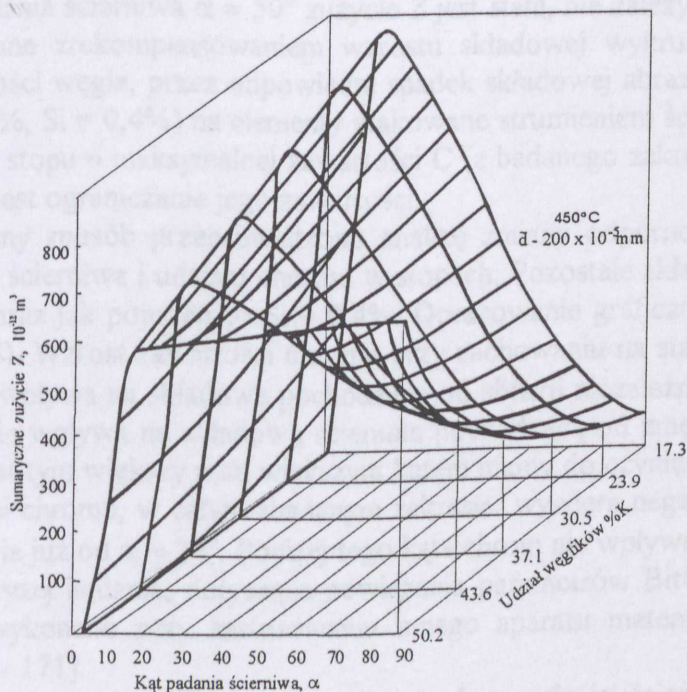
Całkowicie odmiennie przedstawia się oddziaływanie ilości węglików na składową zużycia przez zmęczenie powierzchniowe W_3 (rys.59). Dla małych kątów α (do 30°), lub udziału węglików (do 37%), wpływ obu parametrów na składową zużycia przez zmęczenie powierzchniowe jest niewielki. Natomiast dla zawartości węglików powyżej 37% i jednocześnie dużych kątów padania ścierniwa ($\alpha > 40^\circ$) wpływ wzrostu obu parametrów jest bardzo istotny.



Rys.59 Wpływ udziału węglików (%K) i kąta padania ścierniwa α na składową zużycia w wyniku zmcżenia powierzchniowego W_3

Należy przy tym zauważyć że zmiany spowodowane wzrostem α dążą do „nasylenia” po przekroczeniu $\approx 70^\circ$ natomiast przyrost będący skutkiem wzrostu udziału węglików zwiększa się w całym przedziale.

Sumaryczne zużycie Z , jako funkcja udziału węglików %K i kąta padania ścierniwa α , będące sumą składowych spowodowanych abrazją W_1 i W_2 oraz zmcżeniem powierzchniowym W_3 , przedstawia wykres na rys.60.



Rys.60 Sumaryczne zużycie Z jako funkcja udziału węglików (%K) i kąta padania ścierniwa α

Z analizy rys.60 wynikają następujące spostrzeżenia: wzrost zawartości węglików ma znaczny wpływ na obniżenie zużycia w zakresie małych kątów padania ścierniwa (do 30°), w

zakresie kątów średnich $30 \pm 50^\circ$ zużycie Z w niewielkim stopniu zależy od udziału węglików i w końcu dla zakresu dużych α ($> 50^\circ$) wzrost udziału węglików wpływa negatywnie powodując tym większe zużycie, im więcej węglików zawiera stop.

Wykres na rys.61 jest zestawieniem poprzednich trzech (58÷60) i obrazuje udział mechanizmów składowych w zużyciu całkowitym. Analogiczne rozważania wykonano dla stałego udziału węglików równego 37.1% przy czym zmieniała się ich wielkość. Sporządzony wykres zamieszczono na rys.62. Jak widać składowe spowodowane abrazją W_1 , W_2 zupełnie nie zależą od zmian wielkości węglików (przy stałej ich zawartości), natomiast składowa pochodząca od zmęczenia powierzchniowego W_3 intensywnie rośnie wraz ze wzrostem wielkości węglików przyjmując maksymalne wartości w zakresie dużych kątów α . Taka sytuacja powoduje, że prawie w całym zakresie kątowym wzrost wielkości węglików oddziałuje negatywnie na odporność na ścieranie. Odstępstwem jest jedynie zakres bardzo małych kątów α ($< 15^\circ$), gdzie zmiana wielkości węglików nie wpływa na wartość zużycia.

Wykres zużycia Z i jego składowych W_1 , W_2 i W_3 w funkcji kąta padania ścierniwa α i udziału węgla C , opracowany dla zawartości 32 % Cr i 0.4 % Si, pokazano na rys.63 [168].

Wykonane opracowanie daje możliwość analizy zmian odporności na ścieranie strumieniem ścierniwa w funkcji zmian zawartości węgla dla całego zakresu kątów padania ścierniwa. Umożliwia również odpowiedź na pytanie, który z mechanizmów i w jakim stopniu wpływa na całkowite zużycie materiału. Szczegółowa analiza tego wykresu pozwala na sformułowanie szeregu spostrzeżeń.

Całkowite zużycie Z intensywnie rośnie wraz ze wzrostem kąta padania ścierniwa, osiągając maksimum przy $\alpha \approx 15^\circ$ niezależnie od zawartości węgla. Dalszy wzrost kąta padania powoduje tym większy spadek zużycia, im stop zawiera mniej węgla. Jest to rezultatem zmniejszenia się udziału mechanizmu abrazji W_1 i W_2 dla małych kątów ścierania przy wzroście zawartości węgla i jednoczesnym zwiększeniu udziału zużycia przez wykruszenie spowodowane zmęczeniem powierzchniowym W_3 w zakresie dużych kątów.

Dla kąta padania ścierniwa $\alpha \approx 50^\circ$ zużycie Z jest stałe, nie zależy od zawartości węgla. Jest to spowodowane zrekompensowaniem wzrostu składowej wykruszenia W_3 w wyniku zwiększenia zawartości węgla, przez odpowiedni spadek składowej abrazji W_2 . W omawianym przypadku (Cr = 32%, Si = 0,4%) na elementy atakowane strumieniem ścierniwa pod kątem do 50° należałoby użyć stopu o maksymalnej zawartości C (z badanego zakresu). Dla kątów większych, uzasadnione jest ograniczanie jego zawartości.

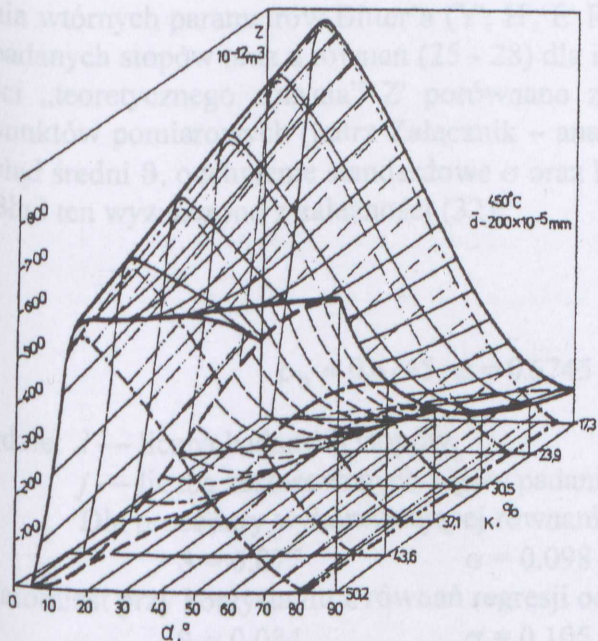
W analogiczny sposób przeprowadzono analizę zmiany odporności na ścieranie jako funkcji kąta padania ścierniwa i udziału chromu w stopach. Pozostałe składniki ustalono na poziomie C = 1.55% oraz jak poprzednio Si = 0.4%. Opracowanie graficzne pokazano na kolejnym rysunku (rys.64). Wzrost zawartości chromu przy zachowaniu na stałym poziomie udziału węgla w stopie, nie wpływa na składowe pochodzące od abrazji niezależnie od zakresu kąta α . Chrom zdecydowanie wpływa na składową ścierania pochodzącą od zmęczenia powierzchniowego. Wpływ ten jest tym większy z im większym kątem mamy do czynienia. Należy stwierdzić, że wzrost zawartości chromu, w całym zbadanym zakresie, wywiera negatywny skutek, powodując przyrost zużycia już od $\alpha \approx 20^\circ$. Poniżej tego kąta chrom nie wpływa na zużycie.

Opisane powyżej badania, dotyczące powiązania parametrów Bitter'a ze składem chemicznym stopów, wykonano przy zastosowaniu innego aparatu matematycznego uzyskując zbieżne wyniki [169 - 171].

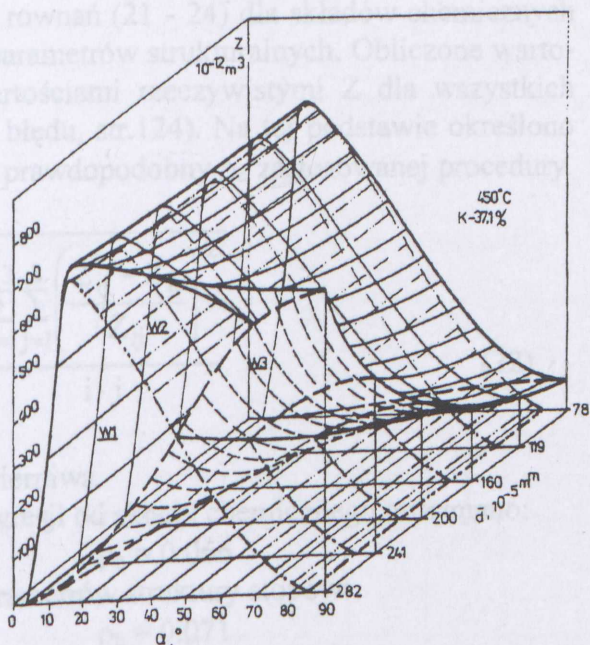
Z omówionych wyżej przykładów wynika że kąt padania ścierniwa ma decydujący wpływ na sposób zachowania się materiałów, w związku z czym w żadnym z wariantów nie da się rozpatrywać sumarycznego zużycia ani wpływu poszczególnych jego czynników składowych bez ścisłego określenia zakresu kątów, w jakim następuje zużycie.

8.1.3 OKREŚLENIE BŁĘDU PROCEDURY

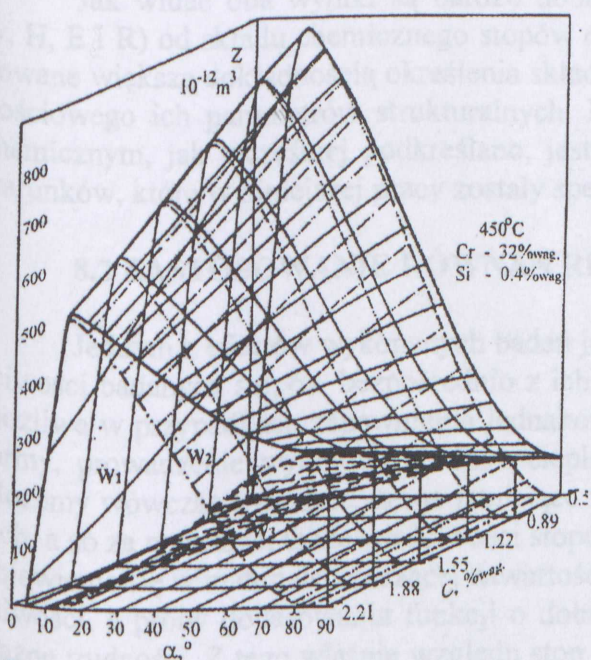
Zgodnie z algorytmem postępowania (pokazany na str. 22, rys. 27) wykonano obliczenia wzdłużnych powierzchni (rys. 28) i z równań (21) - (23) dla tych parametrów. Zmiana wartości zużycia Z oraz jego składowych wzdłużnych powierzchni (rys. 29) dla wszystkich warunków badawczych.



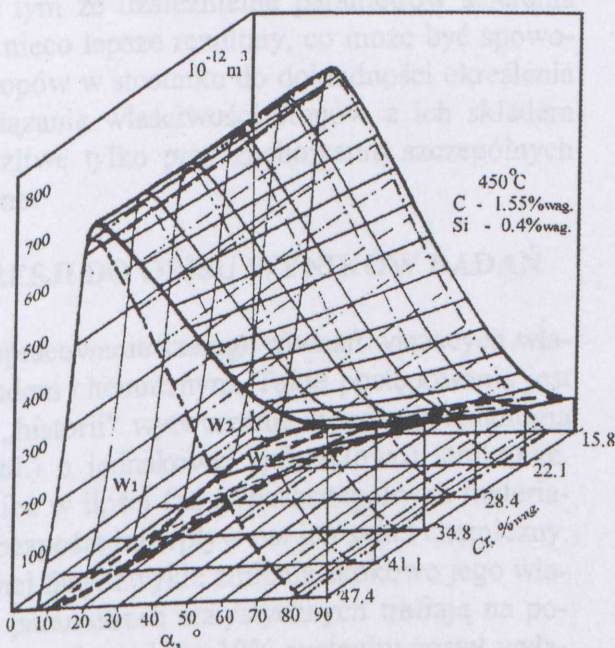
Rys.61 Zmiana wartości zużycia Z oraz jego składowych W_1 , W_2 i W_3 w funkcji kąta padania ścierniwa α i udziału węglików %K



Rys.62 Zmiana wartości zużycia Z oraz jego składowych W_1 , W_2 i W_3 w funkcji kąta padania ścierniwa α i średniej wielkości węglików \bar{d}



Rys.63 Zmiana wartości zużycia Z oraz jego składowych W_1 , W_2 i W_3 w funkcji kąta padania ścierniwa α i udziału węgla C [168]



Rys.64 Zmiana wartości zużycia Z oraz jego składowych W_1 , W_2 i W_3 w funkcji kąta padania ścierniwa α i udziału chromu Cr

stopów (równania 33 i 34) czy modułu Young'a w funkcji składu chemicznego stopów i temperatury (równanie 42), ma znaczenie praktyczne. Równania (34 - 37) uzależniające zawartości pierwiastków w węglkach od składu chemicznego stopów, umożliwiają analizę rozdziału składników chemicznych w składnikach fazowych stopów. W końcu opis zużycia w funkcji kąta padania ścierniwa oraz twardości (równanie 43) bądź składu chemicznego (44) lub parametrów struktury (45) daje, alternatywną dla teorii Bitter'a, możliwość oceny przyczyn zużycia badanych materiałów.

Tablica 24. Związki pomiędzy właściwościami stopów i ich składem chemicznym opracowane metodą analizy regresji II rodzaju

Nr równania	Równanie	Parametry statystyczne			Literatura
		R _k	F	S	
33	$\%K_s = -1.92 + 19.8 X_C X_{Cr}$	0.96	134	3.5	172
34	$\%K_w = -9.9 + 40.4 X_C$	0.94	85	5	172
35	$\%Fe_w = 1.86 + 24.6 / X_{Cr}$	0.99	372	1.6	
36	$\%Cr_w = 97.86 - 24.72 / X_{Cr}$	0.99	340	1.6	
37	$\%Si_w = 0.16 + 0.17 / X_C$	0.92	33	0.05	
38	$HV50_{Sfer} = 100 (X_C \times X_{Cr}) + 203$	0.97	91	19	
39	$HV50_w = 54 X_C^2 - 54 (X_C \times X_{Cr})^{-1} + 346$	0.96	58	26	
40	$a = 2.87377 - 0.00218 \cdot X_C \cdot X_{Si} + 0.00358 \cdot X_{Cr} \cdot X_{Si} + \frac{0.00021}{X_{Mn}}$	1	∞	$0.6 \cdot 10^{-5}$	
41	$\rho = -0.062 X_C \times X_{Cr} - 0.118 X_C^2 + 7.72$	0.99	284	$15 \cdot 10^{-3}$	
42	$E = 2.608 - 0.226 (X_{Cr} \times X_{Si})^{-1} - 0.369 X_T^2$	0.93	192	0.14	162
43	$Z = 10^{-12} (-3459 X_\alpha + 910 X_\alpha^2 - 300 X_\alpha^{-2} + 458 X_\alpha \times X_{HV50w} - 248 X_{HV50w}^2 + 3193)$	0.92	109	$54 \cdot 10^{-12}$	173
44	$Z = 10^{-12} (-11849 X_\alpha + 2578 X_\alpha^2 + 458 X_\alpha \times X_C + 139 X_\alpha \times X_{Si} - 221 X_C^2 - 82 X_C \times X_{Si} + 5463 \ln X_\alpha + 9518)$	0.94	104	$48 \cdot 10^{-12}$	174
45	$Z = 10^{-12} (-11716 X_\alpha + 2577 X_\alpha^2 - 249 X_{\%Kw}^2 + 381 X_\alpha \times X_{\%Kw} + 88 X_\alpha \times X_d + 5461 \ln X_\alpha + 9470)$	0.94	120	$48 \cdot 10^{-12}$	175
Zastosowane oznaczenia					
Zmienne niezależne			Zmienne zależne X		
Symbol	Znaczenie	Symbol	Znaczenie		
$\%K_s$	Zawartość węglików w stanie surowym	C, Cr....	Zawartość pierwiastków w stopach		
$\%K_w$	Zawartość węglików w stanie wyżarzonym	α	Kąt padania ścierniwa		
$\%Fe_w$	Zawartość pierwiastków w węglkach	T	Temperatura		
$HV50_{Sfer}$	Twardość w stanie surowym stopów ferrytycznych	\bar{d}	Średnia wielkość węglików		
$HV50_w$	Twardość stopów w stanie wyżarzonym				
a	Parametr sieciowy ferrytu				
ρ	Gęstość stopów				
E	Moduł Young'a				
Z	Zużycie				

Przytoczone równania 33 - 42 są proste i nie wymagają specjalnej analizy. Warto jednakże zwrócić uwagę na równanie 40, określające wielkość parametru sieciowego ferrytu w funkcji składu chemicznego stopów. Z prostego porównania współczynników stojących przed

zmiennymi dotyczącymi krzemu (X_{Si}) i chromu (X_{Cr}) wynika, że bardzo nieznaczna zmiana zawartości Si (w granicach 0.16 - 0.47%) powoduje znaczny, bo tylko 2.5 razy mniejszy, wpływ na parametr sieciowy niż ogromna zmiana zawartości Cr (od 15.8 do 47.4%). Efektem tego wpływu jest oddziaływanie Si na szereg właściwości badanych stopów, co uwidacznia się w występowaniu zmiennej X_{Si} w równaniach regresji (23, 42, 44).

Z pozostałych równań wynikają następujące wnioski:

1. Twardość (równanie 43) może być miernikiem zużycia, ale jej wpływ jest silnie zależny od kąta padania ścierniwa. Dla kątów małych, wzrost twardości stopów powoduje zmniejszenie ich zużycia. Po przekroczeniu $\alpha \approx 45^\circ$ zwiększanie twardości stopów jest niecelowe, gdyż powoduje wzrost ich zużycia.

2. Na zużycie w temperaturze 450°C ferrytycznych żeliw wysokochromowych istotnie wpływa zawartość węgla i krzemu (równanie 44). Wzrost udziału węgla w stopie powoduje znaczne obniżenie zużycia dla małych kątów α i jego wzrost dla α przekraczających 50° . W przypadku atakowania materiału pod dużymi kątami ($\alpha > 50^\circ$) największą odporność wykazują stopy zawierające jednocześnie minimalne zawartości C i Si. Wzrost udziału Si powoduje zwiększenie zużycia. Proces ten zachodzi silniej w zakresie dużych kątów padania ścierniwa. Wpływ chromu jest niewielki i negatywny dla dużych kątów padania ścierniwa.

3. Wzrost ilości fazy węglikowej (równanie 45) w stopach powoduje obniżenie zużycia dla małych kątów padania ścierniwa i jego wzrost dla kątów dużych. W zakresie kątów średnich (ok. 50°) udział węglików nie wpływa znacząco na odporność na zużycie. Wzrost dyspersji węglików powoduje spadek zużycia. Wpływ ten jest bardzo silny w zakresie dużych kątów padania ścierniwa.

8.3 WARIANTY ZASTOSOWAŃ OPRACOWANEJ PROCEDURY POSTĘPOWANIA

W praktyce inżynierskiej dotyczącej projektowania i eksploatacji elementów maszyn i urządzeń pracujących w warunkach intensywnego narażenia na ścieranie strumieniem ścierniwa, może wystąpić wiele różnorodnych sytuacji wymagających podjęcia skutecznych decyzji. Procedura określona algorytmem postępowania pokazanym na rys.27 (str.32) umożliwia wariantowe rozwiązywanie takich problemów, zarówno na etapie prognozowania właściwości stopów podczas procesu projektowania, jak również w trakcie eksploatacji istniejących elementów, pracujących w konkretnych warunkach technicznych. Można przewidzieć następujące warianty postępowania:

- 1) gdy znany jest skład chemiczny stopu - można określić jego przydatność poprzez określenie charakterystyk zużycia w funkcji kąta padania ścierniwa dla różnych jego prędkości,
- 2) znajomość warunków pracy elementu np. wynikających z konstrukcji (pod pojęciem warunków pracy rozumie się: kąt padania ścierniwa α , rodzaj ścierniwa określony „gęstością” D oraz jego prędkość V) - umożliwi wyselekcjonowanie grupy materiałów gwarantujących najmniejsze zużycie. Posługując się dodatkowo kryterium ekonomicznym, można z tej grupy, wyselekcjonować materiał cenowo najbardziej atrakcyjny,
- 3) jeżeli znany jest zarówno skład chemiczny, jak i warunki pracy elementu (α , D, V) - można określić przewidywane zużycie materiału dokładnie dla tych warunków,
- 4) w przypadku gotowego elementu pracującego w określonych warunkach technicznych, gdy żywotność jego jest niezadowalająca - istnieje możliwość określenia, który z mechanizmów zużycia decyduje o jego niskiej trwałości. Analiza udziału składowych zużycia (abrazja - W_1 , W_2 , zmęczenie powierzchniowe - W_3) w zużyciu całkowitym

pozwała na określenie koniecznych kierunków modyfikacji materiału (np. zastosowanie materiału o większej twardości naturalnej w przypadku dominacji abrazji).

Realizacja *zadania typu 1* wprost wykorzystuje możliwości opracowanej procedury. W tym przypadku należy:

a1) planowane zawartości składników stopu zamienić na wartości standaryzowane posługując się równaniem (16) (str.69), należy przy tym przyjąć następujące wartości graniczne pierwiastków - C $\langle 0.56 \div 2.21 \rangle$, Si $\langle 0.2 \div 0.47 \rangle$, Cr $\langle 15.8 \div 47.4 \rangle$,

b1) obliczone wartości podstawić odpowiednio do równań (21 - 24) (str.70 - 71) i obliczyć wtórne parametry Bitter'a (E' , R' , H' , y'),

c1) obliczone parametry (E' , R' , H' , y') wstawić do równań (7 - 9 i 1 - 3) (str.24), aby obliczyć składowe zużycia $W_1 - W_3$ dla kolejnych kątów padania ścierniwa; celowe jest przy tym wykorzystanie oprogramowania typu arkusz kalkulacyjny (np. Excel),

d1) odpowiednio sumując wartości W_1 i W_3 lub W_2 i W_3 dla kolejnych kątów padania ścierniwa, zgodnie z równaniami (29 - 31) (str.73) przygotować dane do zbudowania wykresu zużycia w funkcji kąta padania ścierniwa, kąt graniczny α_0 należy przy tym wyliczyć z warunku $W_1(\alpha) = W_2(\alpha)$,

e1) na podstawie obliczonych w p. d1 wartości zbudować charakterystykę prognozowanego zużycia w funkcji kąta padania ścierniwa dla założonego składu chemicznego,

f1) dla wykonania pełnej analizy, należy powtórzyć powyższą procedurę od punktu c1 dla kilku wartości prędkości padania ścierniwa i porównać otrzymane wyniki.

Zadanie typu 2 można rozwiązać następująco:

a2) do równań (1 - 3 i 7 - 9) (str.24) należy wstawić konkretne wartości α , D , V opisujące przewidywane warunki pracy elementu oraz, w miejsce parametrów Bitter'a (E , R , H , y), równania regresji (21 - 24) (str.70-71),

b2) należy obliczyć (np. przy zastosowaniu Excela) wartości składowych zużycia W_1 lub W_2 (w zależności od kąta padania ścierniwa α) oraz W_3 w funkcji tych składników stopu, które chcemy analizować (C, Si, Cr), w przedziałach zmienności nie wykraczających poza zawartości graniczne pierwiastków (składniki stopu, które nie będą analizowane, należy wprowadzić na poziomie stałym),

c2) odpowiednio sumując wartości W_1 i W_3 lub W_2 i W_3 dla kolejnych zawartości składników stopów obliczyć sumaryczne zużycie Z ,

d2) na podstawie obliczonych wartości Z i $W_1 - W_3$ zbudować charakterystyki zależności zużycia i jego składowych od zmiany udziału pierwiastków,

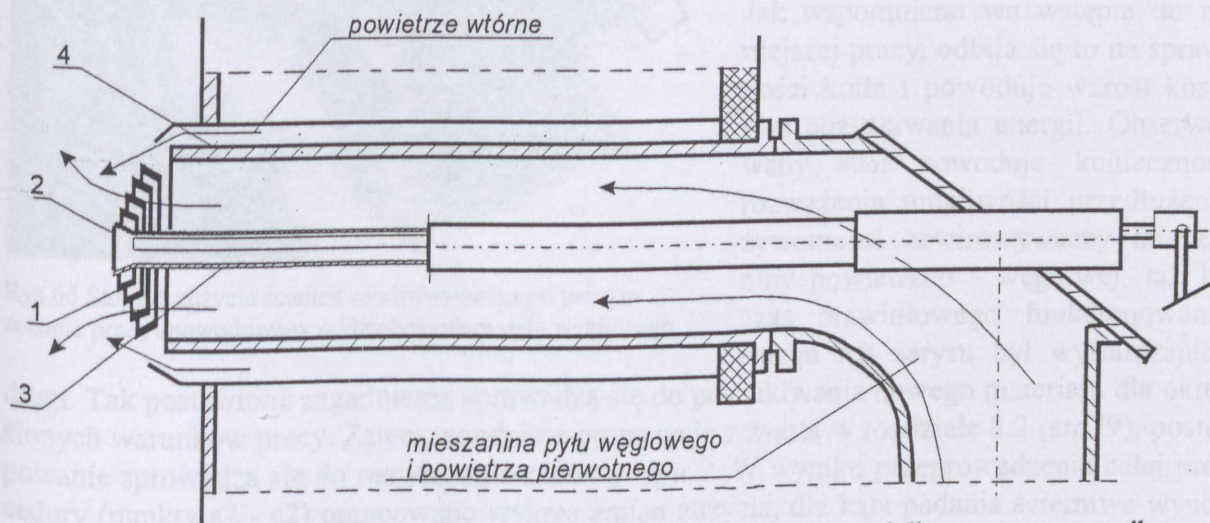
e2) wykonać analizę otrzymanych charakterystyk zużycia.

Zadanie typu 3 wymaga przeprowadzenia procedury w zakresie punktów a1 i b1 oraz wyliczenia składowych zużycia W_1 lub W_2 (w zależności od kąta padania ścierniwa) oraz W_3 dla założonego kąta α . Zużycie całkowite Z należy obliczyć z odpowiedniego (dla rozpatrywanego kąta padania ścierniwa) równania (29 - 31).

Zadanie typu 4 można rozwiązać tak jak poprzednie, z tym że analizie należy poddać nie całkowite zużycie Z a jego składowe $W_1 - W_3$. Przy wnioskowaniu dotyczącym koniecznych zmian w strukturze materiału dotyczących ilości (%K) i średniej wielkości węglików (\bar{d}) można posługiwać się wykresami na rys.61 i 62 (str.76).

9. ANALIZA MOŻLIWOŚCI POPRAWY ODPORNOŚCI NA ŚCIERANIE ZAWIROWYWACZA MIESZANINY POWIETRZNO - WĘGLOWEJ

Spośród ogromnej ilości elementów maszyn i urządzeń narażonych na zużycie szczególną grupę stanowią te, które pracują w podwyższonych i wysokich temperaturach. Oprócz odporności na zużycie muszą charakteryzować się one odpornością na utlenianie. Z dokonanego przeglądu literatury wynika że ferrytyczne stopy chromowe są szczególnie przydatne w warunkach połączonego oddziaływania zużycia ściernego i utleniania [104, 113, 154]. Elementy pracujące w takich warunkach można znaleźć w instalacjach energetycznych. Są nimi zsypy żużla czy też zawirowywacze mieszanki powietrzno - węglowej montowane na końcówkach palników energetycznych. Ich odporność na zużycie ściernie z ma wpływ na sprawność kotłów, a żywotność musi gwarantować poprawną pracę przez cały sezon (ok. 12 miesięcy). Na rys.65 pokazano usytuowanie zawirowywacza w kotle energetycznym.



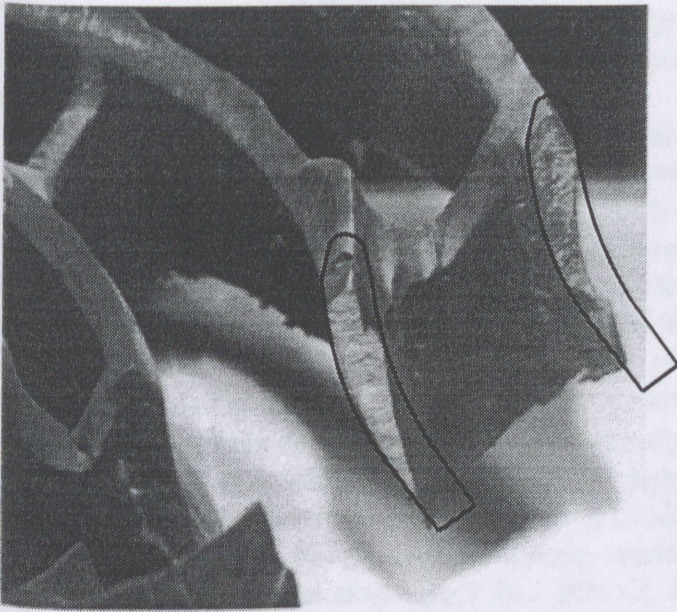
Rys.65 Schemat usytuowania zawirowywacza w kotle: 1 - zawirowywacz, 2 - palnik mazutowy - rozpalikowy, 3 - rura nośna, 4 - przewód dolotowy powietrza i pyłu węglowego [176]

Zawirowywacz narażony jest na zużycie ściernie pyłem węglowym o średniej wielkości ziarna na poziomie 0,08 mm płynącym z prędkością 18 - 25 m/s. W ciągu godziny na jeden cm^2 jego powierzchni roboczej pada średnio 3,5 kg ścierniwa składającego się głównie z węgla, ale zawierającego również skałę płonną. Na podstawie badań wykonanych w jednej z elektrocieplowni wiadomo, że temperatura zawirowywacza lokuje się w przedziale 200 - 680°C (średnio około 450°C) [176]. Twardość węgla jest niska i wynosi 35 jednostek w skali Knoop'a co odpowiada 30 jednostkom HV.

Wspomniane we wstępie (str.3), produkowane przez Odlewnię Politechniki Szczecińskiej zawirowywacze, wykonuje się z ferrytycznego żeliwa wysokochromowego o składzie 2.2 - 2.6 C, 23 - 25 Cr, do 0.8 Si oraz 0.3 - 0.8%_{wag.} Ni. Stop ten zawiera w strukturze węgliki typu M_7C_3 i M_{23}C_6 . Wiadomo że ferryt chromowy, przy zawartości 2% C i 25% Cr w stopie, ma mikrotwardość około 240 HV, natomiast węgliki chromu odpowiednio 1600 HV M_7C_3 i 1000 HV M_{23}C_6 . Ścianki robocze rozpatrywanego zawirowywacza w stanie wyjściowym są nachylone pod kątem 37°30' w stosunku do jego osi symetrii. Stopień ich zużycia po rocznej eksploatacji pokazuje rys.66.

Przeznaczony do analizy zawirowywacz, został wybrany z grupy elementów zdemontowanych z kotła energetycznego po sezonie pracy. Wszystkie elementy przedstawiały podobny stan wyeksploatowania. Na zawirowywaczu można wyróżnić trzy charakterystyczne rejony zużycia. Rejon górny, w którym zużycie było minimalne, rejon środkowy (na poziomie osi zawirowywacza), gdzie nastąpiło częściowe zużycie polegające na zmianie grubości ścianek oraz zmianie ich kąta pochylenia, oraz rejon dolny, w którym dochodziło do całkowitego zużycia

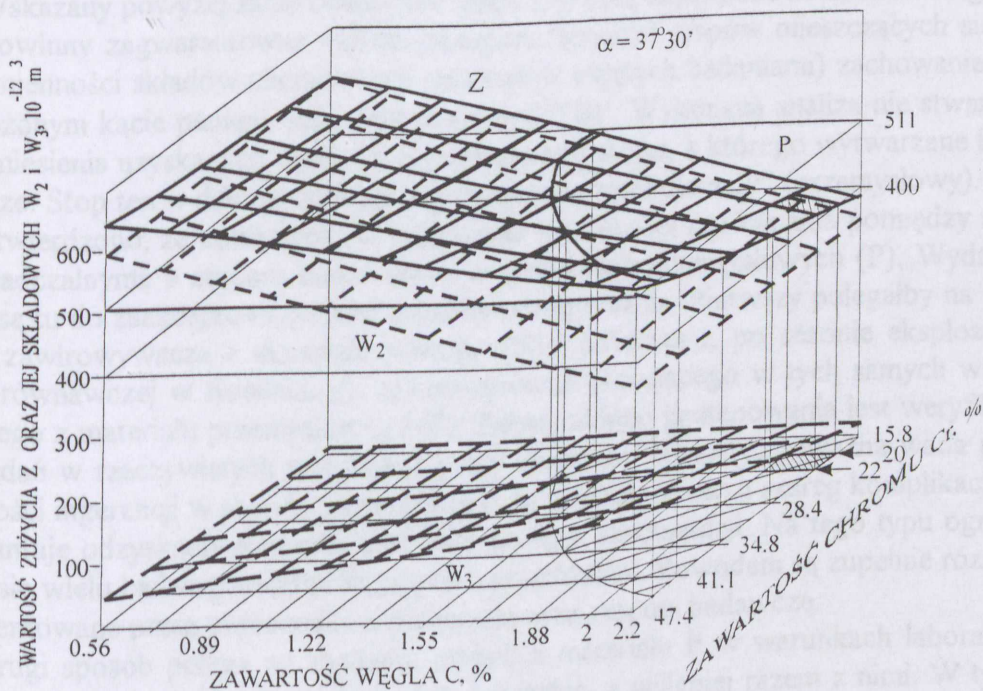
ścianek zawirowywacza. Obserwowane nierównomierne zużycie jest spowodowane wpływem sił ciężkości generujących nierównomierny rozkład gęstości mieszaniny powietrzno - węglowej na wysokości zawirowywacza. Pokazany na rys.66 fragment pochodzi z rejonu, który leżał poniżej



Rys.66 Stopień zużycia ścianek zawirowywacza po jednym sezonie pracy spowodowany oddziaływaniem pyłu węglowego

osi zawirowywacza, podczas gdy był on zamocowany w kotle. Widać bardzo istotne ubytki grubości ścianki, co spowodowało poważną zmianę kąta pochylenia powierzchni wewnętrznej w stosunku do stanu wyjściowego. Łatwo uzmysłowić sobie, że ten rejon zawirowywacza, szczególnie w końcowym okresie pracy, nie mógł prawidłowo spełniać swojego zadania. Jak wspomniano we wstępie do niniejszej pracy, odbija się to na sprawności kotła i powoduje wzrost kosztów pozyskiwania energii. Obserwowany stan powoduje konieczność rozważenia możliwości przedłużenia żywotności zawirowywacza mieszaniny powietrzno - węglowej, tak by czas prawidłowego funkcjonowania całego ich zarysu był wystarczająco

długi. Tak postawione zagadnienie sprowadza się do poszukiwania nowego materiału dla określonych warunków pracy. Zatem, zgodnie z propozycją zawartą w rozdziale 8.3 (str.79), postępowanie sprowadza się do rozwiązania zadania typu 2. W wyniku przeprowadzenia całej procedury (punkty a2 - e2) opracowano wykres zmian zużycia, dla kąta padania ścierniwa wynoszącego $37^{\circ}30'$ w funkcji zawartości węgla i chromu. Udział krzemu ustalono na poziomie 0.2%, prędkość $V = 68 \text{ m/s}$ (jak podczas testów). Opracowany wykres pokazano na rys. 67.



Rys.67 Zużycie Z oraz jego składowe W_2 i W_3 dla $\alpha = 37^{\circ}30'$ w funkcji zawartości C i Cr. P - płaszczyzna odniesienia odpowiadająca zużyciu stopu przemysłowego w warunkach doświadczalnych dla $\alpha = 37^{\circ}30'$ - opis w dalszej części tekstu

Analiza wykresu pozwala zauważyć że:

1. Składowa zużycia pochodząca od abrazyj W_2 maleje wraz ze wzrostem zawartości węgla i jednocześnie w tym zakresie jest niezależna od zawartości Cr. Spadek ten sięga 38% przy wzroście udziału węgla z 0.56 do 2.21%.

2. Składowa pochodząca od zmęczenia materiału W_3 w niewielkim stopniu wzrasta przy małej zawartości chromu natomiast przyrost Cr powoduje tym większy przyrost zużycia, im stop zawiera więcej C.

Wynika stąd, że za wielkość zużycia dla maksymalnej zawartości węgla odpowiada składowa W_3 uzależniona od poziomu Cr. Informacja ta jest ważna. Wiadomo, że chrom, tak samo zresztą jak i krzem, wpływa negatywnie na udarność [5]. W rozpatrywanych warunkach powinniśmy więc zabezpieczyć osnowę przed zmęczeniem powierzchniowym czyli zachować jej plastyczność przy jednoczesnej konieczności utrzymania wysokiej zawartości węgla. Jest to możliwe, gdy węgiel będzie przede wszystkim stanowił składnik węglików. Z wykonanego wykresu (rys.67) wynika, że minimalnego zużycia należy spodziewać się dla maksymalnej zawartości węgla i minimalnej chromu. Z dodatkowych obserwacji poczynionych podczas wykonywania badań wynika, że nie należy w stopach przeznaczonych do pracy w podwyższonych temperaturach, obniżać zawartości Cr poniżej 20% ze względu na intensywniej zachodzące procesy utleniania. Na stopach zawierających powyżej 20% Cr nie zaobserwowano tak intensywnych zmian.

Uwzględniając powyższe ograniczenia, można w rozpatrywanym przypadku na zawirowywacze zalecić materiał zawierający 20 - 22% Cr, 2 - 2.2% C przy zawartości Si na poziomie 0.2%. W dalszej części pracy stop ten będzie oznaczony symbolem „N” (nowy).

Z kolei analiza wykresów 61 i 62 wskazuje na celowe takie przeprowadzenie procesu technologicznego, aby możliwe było uzyskanie dużego udziału węglików w stopie (40 - 50%) jednakże o możliwie małych rozmiarach. Efekt taki jest możliwy do osiągnięcia na drodze zagwarantowania znacznego przesycenia osnowy węglem (np. przez wpływanie na szybkość krystalizacji i chłodzenia w formie odlewniczej) z późniejszym spowodowaniem (obróbka cieplna) wydzielenia drobnych węglików wtórnych, a także modyfikacji.

Przewidywane zużycie (patrz rys.67) proponowanego stopu (w warunkach przeprowadzonych badań) powinno wynosić około $400 \times 10^{-12} \text{m}^3$.

Wskazany powyżej skład chemiczny stopu (N) oraz zaproponowana technologia wytwarzania, powinny zagwarantować najkorzystniejsze (spośród stopów mieszczących się w przestrzeni zmienności składów chemicznych materiałów objętych badaniami) zachowanie się detali przy założonym kącie padania ścierniwa równym $37^\circ 30'$. Wykonana analiza nie stwarza możliwości odniesienia uzyskanych wyników do właściwości stopu, z którego wytwarzane były zawirowywacze. Stop ten w dalszej części pracy oznaczono symbolem „P” (przemysłowy).

Stwierdzono, że konieczne jest stworzenie możliwości porównania pomiędzy materiałami doświadczalnymi, a stopem stosowanym w warunkach przemysłowych (P). Wydaje się, że możliwe są tu do zaakceptowania dwa sposoby postępowania. Pierwszy polegałby na wyprodukowaniu zawirowywacza z materiału nowego (N) i dokonaniu, po sezonie eksploatacyjnym, oceny porównawczej w stosunku do zawirowywacza pracującego w tych samych warunkach, wykonanego z materiału przemysłowego (P). Zaletą takiego postępowania jest weryfikacja wyników badań w rzeczywistych warunkach pracy elementu. Niestety, poważna wada polega na konieczności ingerencji w procesy przemysłowe, co z reguły stwarza szereg komplikacji a także, nie gwarantuje odzyskania elementu próbnego po jego eksploatacji. Na tego typu ograniczenia natknęło się wielu badaczy współpracujących z przemysłem. Powodem są zupełnie różne interesy reprezentowane przez pracowników przemysłu oraz zespoły badawcze.

Drugi sposób polega na zbadaniu próbek z materiału P w warunkach laboratoryjnych przy tych samych parametrach co stopy doświadczalne, a najlepiej razem z nimi. W tym ostatnim przypadku materiał P spełnia rolę „świadka” tworząc płaszczyznę odniesienia dla materiałów doświadczalnych. Metoda ta gwarantuje pełną kontrolę nad przebiegiem zaplanowanych

procesów. Niedogodnością jest konieczność pośredniego wnioskowania o przewidywanym zachowaniu się nowego materiału w warunkach przemysłowych. Pomostem pomiędzy oceną odporności stopów doświadczalnych w warunkach badawczych, a trwałością stopu P w rzeczywistych warunkach przemysłowych są wyniki zużycia materiału przemysłowego w warunkach stanowiska badawczego.

Do realizacji przyjęto sposób drugi. Tryb postępowania sprowadzał się do wykonania następujących zadań:

- z górnych, najmniej zużytych, fragmentów zawirowywacza wycięto próbki do badania zużycia,

- przygotowane próbki poddano ścieraniu przez strumień piasku kwarcowego przy różnych jego kątach padania, warunki wykonania badań (takie same jak dla stopów doświadczalnych) opisano wcześniej na str.58, wyniki zebrano w tablicy 25,

Tablica 25. Ubytek objętości próbek z zawirowywacza (stop P)

Oznaczenie stopu	Kąt padania ścierniwa [deg]							
	15	20	25	30	35	40	50	60
	Średni ubytek objętości próbek, [$10^{-12}m^3$]							
P	413	500	545	563	517	493	452	486

- na podstawie uzyskanych rezultatów (tablica 25), określono (przy użyciu programu Erozja 1F) materiałowe (y , H) i energetyczne (E , R) parametry Bitter'a, otrzymane wartości zestawiono w tablicy 26,

Tablica 26. Parametry materiałowe i energetyczne Bitter'a, oraz ocena statystyczna dla stopu P

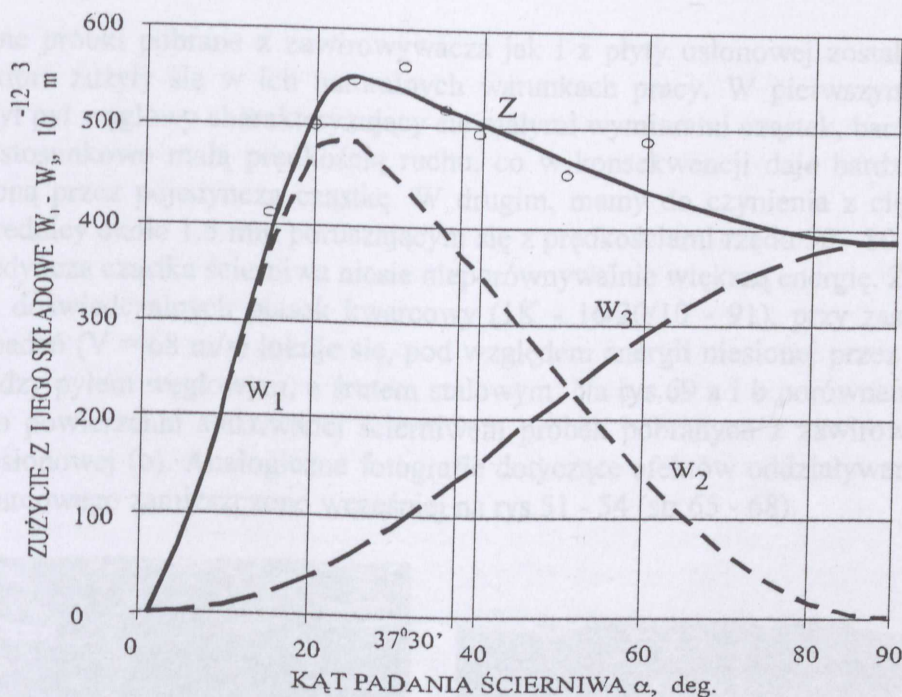
Energia wykruszania	Energia skrawania	Stała	Granica spr. dynamicznej	Wartość testu Fisher'a	Odchylenie standardowe
E	R	H	y	F_i	S_r
$J/m^3 \times 10^8$	$J/m^3 \times 10^8$	$m^2/N \times 10^{-10}$	$MPa \times 10^6$		$\times 10^{-5}$
28.82	19.59	3.41	57.17	1080	1.9

- wykorzystując wyznaczone wartości parametrów Bitter'a, z równań (1 - 3 i 7 - 9) określono składowe zużycia $W_1 - W_3$ w funkcji kąta padania ścierniwa (tablica 27),
- stosując równania (29 - 31) określono zużycie Z stopu P w funkcji kąta padania ścierniwa (tablica 27).

Tablica 27. Obliczone dla stopu P wartości składowych zużycia $W_1 - W_3$ oraz wartości zużycia całkowitego Z [$10^{-12}m^3$] dla kolejnych kątów padania ścierniwa α

Kąt α	5	10	15	20	25	30	35	37.5
Składowa W_1, W_2	70	224	377	477	484	442	396	371
Składowa W_3	2	10	23	42	66	93	124	140
Zużycie Z	72	234	400	519	550	536	520	511
Kąt α	40	45	50	55	60	70	80	90
Składowa W_2	346	295	243	194	147	68	17	0
Składowa W_3	157	191	225	258	289	341	376	388
Zużycie Z	503	486	468	452	436	410	393	388

Wartość zużycia stopu P dla $\alpha = 37^\circ 30'$, równą $511 \times 10^{-12}m^3$, naniesiono w postaci płaszczyzny odniesienia na rys.67 i oznaczono literą P. Opracowaną na podstawie wyników zgromadzonych w tablicy 27 charakterystykę zużycia stopu P pokazano na rys.68.

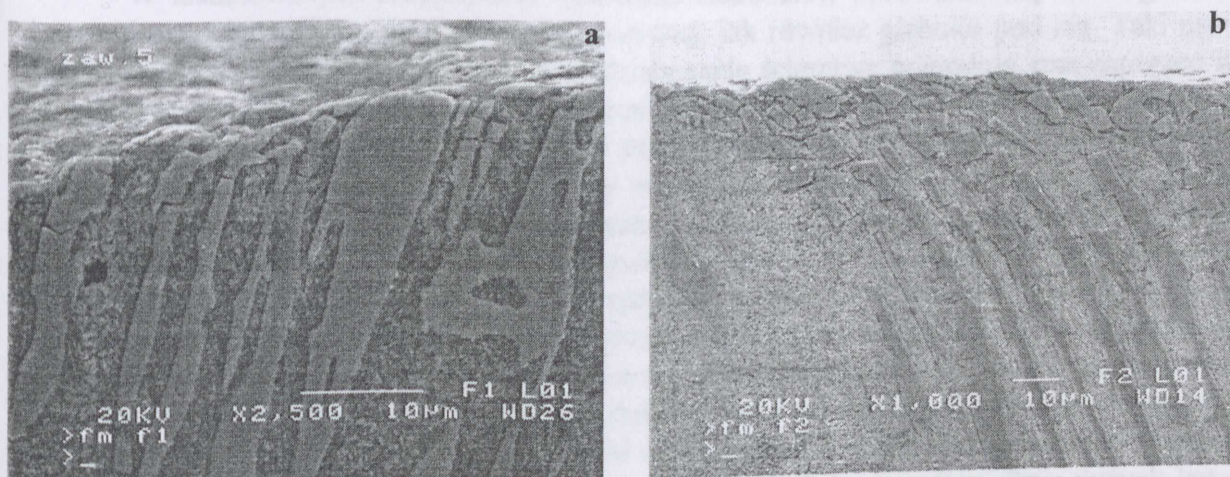


Rys.68 Charakterystyka zużycia dla stopu przemysłowego P

Analiza wartości zgromadzonych w tablicy 27 oraz charakterystyki zużycia stopu przemysłowego P wskazują, że w warunkach badań laboratoryjnych, właściwości badanego stopu wykazują cechy materiału twardego (rys.68). Świadczy o tym kształt otrzymanego wykresu (patrz również rys.21 na str.25). Za poziom całkowitego zużycia, przy kącie padania ścierniwa $37^{\circ}30'$, wynoszący $511 \times 10^{-12} m^3$, odpowiada przede wszystkim składowa W_2 związana z mechanizmem abrazji (mikroskrwanie, bruzdowanie). Powoduje ona 73% ubytku materiału. Pozostałe 27% należy przypisać zmęczeniu powierzchniowemu - składowa W_3 . Spośród stopów doświadczalnych, badanych w tych samych warunkach, niższym zużyciem charakteryzowały się te zawierające dużo węgla i jednocześnie mało chromu. Zakres kombinacji składów chemicznych spełniających ten warunek został zaznaczony na rys.67 i leży w zakreskowanym polu. Wskazany wcześniej, jako najlepszy dla rozpatrywanego kąta padania ścierniwa, stop nowy N, o całkowitym zużyciu na poziomie $400 \times 10^{-12} m^3$, powinien gwarantować trwałość o ponad 20% lepszą niż stosowany na zawirowywacze stop przemysłowy P, a ponadto może zawierać o 3 do 5% mniej chromu.

Wykonany ciąg postępowania umożliwił odniesienie badań przeprowadzonych w warunkach laboratoryjnych do rzeczywistych warunków pracy zawirowywacza. Podczas tego przejścia, zostały wykorzystane informacje dotyczące trwałości i stopnia zużycia w warunkach przemysłowych zawirowywacza wykonanego ze stopu przemysłowego P oraz analiza charakterystyki zużycia tego stopu w warunkach laboratoryjnych. W całej wykonanej analizie może budzić wątpliwość fakt zastosowania podczas doświadczenia ścierniwa (piasek kwarcowy) o innych właściwościach niż pył węglowy. W celu rozwiania tych wątpliwości porównano efekty oddziaływania ziaren piasku na powierzchnie próbek ze stopów doświadczalnych ze skutkami wywołanymi pyłem węglowym atakującym powierzchnie zawirowywacza wykonanego ze stopu P, a także odniesiono to do skutków oddziaływania śrutu stalowego na powierzchnię płyty osłonowej mieszarki wirnikowej. W tym celu zastosowano mikroskopowe badania porównawcze na przekrojach poprzecznych do powierzchni atakowanych ścierniwem. Płyta osłonowa oczyszczarki wirnikowej (wyprodukowana również w Odlewni Politechniki Szczecińskiej) została wykonana z żeliwa chromowo - molibdenowego 15.3 i obrabiona cieplnie do twardości 46 HRC. Po okresie eksploatacji w Stoczni Szczecińskiej została zwrócona w celu analizy zmian w strefie podpowierzchniowej spowodowanych oddziaływaniem śrutu. Należy podkreślić

że analizowane próbki pobrane z zawirowywacza jak i z płyty osłonowej zostały pobrane z elementów, które zużyły się w ich naturalnych warunkach pracy. W pierwszym przypadku ścierniwem był pył węglowy charakteryzujący się małymi wymiarami cząstek, bardzo małą ich twardością i stosunkowo małą prędkością ruchu, co w konsekwencji daje bardzo niewielką energię niesioną przez pojedynczą cząstkę. W drugim, mamy do czynienia z ciętym śrutem stalowym o średnicy około 1.5 mm poruszającym się z prędkościami rzędu 50 - 80 m/s. W tym wypadku pojedyncza cząstka ścierniwa niesie nieporównywalnie większą energię. Zastosowany w warunkach doświadczalnych piasek kwarcowy (1K - 16/20/10 - 91), przy zastosowanych parametrach badań ($V = 68$ m/s) lokuje się, pod względem energii niesionej przez pojedyncze ziarno, pomiędzy pyłem węglowym, a śrutem stalowym. Na rys.69 a i b porównano przekroje poprzeczne do powierzchni atakowanej ścierniwem próbek pobranych z zawirowywacza (a) oraz z płyty osłonowej (b). Analogiczne fotografie dotyczące efektów oddziaływania strumienia piasku kwarcowego zamieszczono wcześniej na rys.51 - 54 (str.65 - 68).



Rys.69 Widok przekroju poprzecznego do powierzchni ścieranej a - zawirowywacza mieszaniny powietrzno - węglowej po zużyciu pyłem węglowym, b - płyty osłonowej oczyszczarki wirnikowej po zużyciu śrutem stalowym

Jak widać, we wszystkich trzech przypadkach, obraz zużycia jest bardzo zbliżony. Padające ścierniwo, niezależnie od jego rodzaju i prędkości, spowodowało pęknięcia węglików eutektycznych głęboko pod powierzchnią oraz przemieszczenia ich fragmentów w kierunku równoległym do powierzchni ścieranej. Można zauważyć, że w przypadku płyty nawet leżące niewiele pod powierzchnią fragmenty węglików sporadycznie tylko uległy usunięciu z materiału mimo że ostre krawędzie ciętego śrutu stalowego, wydawałoby się, powinny z dużą łatwością wyłuskać je z powierzchni. Obserwowane tu pęknięcia są widoczne nawet 50 μm pod powierzchnią a przemieszczenia poziome są znacznie większe niż w przypadku zawirowywacza. W obrazie zużycia zawirowywacza, można zaobserwować, w odniesieniu do płyty osłonowej, dwie różnice. Po pierwsze, są to zaokrąglone gładkie powierzchnie węglików, jakby zostały wypolerowane ścierniwem (znacznie bardziej miękkim od nich). Po drugie, znacznie mniejsza głębokość, na której zaobserwowano pęknięcia węglików. Pęknięcia te występują na głębokościach nie przekraczających 10 μm . Przemieszczenia poziome są wyraźnie widoczne w przypadku węglików o grubości do 5 μm . Podobny obraz zaobserwowano wcześniej podczas analizy skutków oddziaływania strumienia piasku kwarcowego podczas ścierania próbek doświadczalnych (rys.51 - 54, str.65 - 68). Warto zauważyć (rys.51 - 54), że zarówno głębokość pęknięć, jak i wielkość przemieszczeń węglików w kierunku równoległym do powierzchni ścieranej, zdecydowanie zależy od kąta padania ścierniwa przy jednakowej jego prędkości.

Wbrew oczekiwaniom, przemieszczenia w kierunku równoległym do powierzchni ścieranej, są większe dla kąta padania ścierniwa 60° niż dla 25° pomimo tego, że składowa prędkości w tym kierunku dla $\alpha = 25^\circ$ jest większa. Podobnie, głębokość na której zaobserwowano pęknięcia węglików jest większa tam gdzie składowa prostopadła do powierzchni ścieranej jest mniejsza tzn. dla $\alpha = 25^\circ$ [177, 178].

Zgodnie z danymi literaturowymi, aby możliwe było wgniecenie materiału atakowanego, ścierniwo musi mieć twardość 1.2 razy większą od twardości materiału [111]. W przypadkach gdy twardość ścierniwa lokuje się pomiędzy twardością osnowy stopu a twardością węglików, zużywanie polega na usuwaniu osnowy pomiędzy węglików i doprowadzaniu na tej drodze do ich wyłuskiwania. Taki proces być może jest prawdopodobny w odniesieniu do węglików wtórnych jednakże trudny do zaakceptowania w odniesieniu do węglików eutektycznych typu M_7C_3 głęboko osadzonych w osnowie przy niewielkich odległościach pomiędzy poszczególnymi wydzieleniami.

W analizowanych przypadkach destrukcja materiałów sprowadza się do fragmentacji i przemieszczeń węglików na powierzchni ścieranej, jak również głęboko pod nią. Taki proces jest do wytłumaczenia, gdy założymy że oddziaływanie ścierniwa powoduje stan naprężeń wewnętrznych w strefie podpowierzchniowej detali, wystarczający do spowodowania „przepływu” osnowy materiału. Ponieważ długie, głęboko osadzone węgliki istotnie hamują swobodny przepływ osnowy, ulegają one fragmentacji, gdy naprężenia wywołane naporem osnowy przekraczają ich wytrzymałość. Na tej podstawie można, z dużym prawdopodobieństwem stwierdzić, że rodzaj ścierniwa nie decyduje o procesie zużycia, lecz jedynie o prędkości jego postępowania. W tym wypadku, pod pojęciem procesu zużycia, rozumie się zestaw podstawowych czynników prowadzących do oddzielania się fragmentów materiału. Są nimi: wzrost naprężeń wewnętrznych wywołany oddziaływaniem ścierniwa, przemieszczanie się osnowy pod wpływem tych naprężeń, napór osnowy na powierzchnie boczne węglików, fragmentacja węglików, przemieszczanie się osnowy wraz z kawałkami węglików, oddzielanie się fragmentów materiału. Fragmentacja węglików może być skutkiem jednego z dwóch procesów. Przy dużych kątach padania ścierniwa (np. 60°) jest ona prawdopodobnie spowodowana przekroczeniem ich odporności na zginanie, co można wywnioskować obserwując duże przesunięcia osnowy wraz z fragmentami węglików w płaszczyźnie równoległej do powierzchni atakowanej ścierniwem (patrz mikrostruktura na rys.51, str.65). W przypadku kątów małych (np. 25°), pęknięcia obserwowane są na głębokościach kilkudziesięciu mikrometrów przy jednoczesnym braku przesunięć poziomych, za to z wyraźnymi szczelinami pomiędzy powstałymi fragmentami węglików (patrz mikrostruktury na rys.52 i 53 str.66 i 67). Jednocześnie, zarówno na rys.52 B i 53 B można zauważyć pęknięcia węglików rozwijające się nie tylko od strony zgodnej, ale także przeciwnej do kierunku padania ścierniwa. Obraz taki sugeruje że zniszczenie węglików nastąpiło na skutek przekroczenia ich wytrzymałości na rozciąganie. Proces taki można wytłumaczyć przenoszeniem (wywołanych oddziaływaniem ścierniwa) sprężystych drgań osnowy, poprzez siły tarcia, na powierzchnie węglików. Nawet przy niewielkiej amplitudzie lecz przy dużej częstotliwości drgań, może doprowadzić to w konsekwencji do pęknięcia zmęczeniowego węglików. Powyższe stwierdzenia wybiegają poza przyjęte na wstępie ramy niniejszej pracy. Wymagają one szczegółowych badań, w których powinny być traktowane jako wyjściowe hipotezy robocze.

Na podstawie literatury wiadomo, że w warunkach doświadczalnych stosowane są różne ścierniwa. Najczęściej spotykanymi są: węgiel krzemu, tlenek aluminium, piasek kwarcowy oraz różnego rodzaju popioły lub szlasy. Każdy z tych materiałów może występować w postaciach różniących się granulacją i kształtem cząstek. W zależności od dostępności, materiały te różnią się także ceną, co wpływa na koszty przeprowadzenia badań. Zaletami wyboru piasku kwarcowego jako ścierniwa w badaniach doświadczalnych są: dostępność, niska cena, możliwość porównywania otrzymanych wyników z innymi źródłami (gdyż jest to ścierniwo powszechnie stosowane), brak konieczności stosowania ścierniwa w obiegu zamkniętym, co zwykle ma miejsce

przy drogich materiałach. Ewentualność zastosowanie pyłu węglowego w badaniach w podwyższonej temperaturze została odrzucona ze względu na skłonności do reakcji wybuchowych i możliwości zapłonu w przypadku bezpośredniego kontaktu z elementami grzejnymi stanowiska badawczego. Zapewnienie bezpieczeństwa w takich warunkach byłoby związane z poniesieniem dodatkowych kosztów podczas budowy stanowiska co było niemożliwe do zaakceptowania. Względy ekonomiczne jak również eksploatacyjne związane ze znacznym wydłużeniem czasu trwania procesu zużycia były także istotne przy wyborze rodzaju ścierniwa.

Przytoczona na wstępie rozdziału analiza udowodniła, że nawet stosując w warunkach doświadczenia inne ścierniwo niż ma to miejsce w rzeczywistych warunkach pracy elementu, można poprzez zastosowanie „świadka”, zapewnić możliwości poprawnego przeprowadzenia analizy wyników laboratoryjnych i zagwarantować możliwość odniesienia ich do warunków panujących w przemyśle. W przywołanej analizie „świadkiem” był materiał P (przemysłowy - stosowany do wytwarzania zawirowywaczy) testowany w warunkach badawczych przy parametrach ścierania takich samych, jak w przypadku badań materiałów doświadczalnych.

10. PODSUMOWANIE

W swojej pracy [114] opublikowanej w 1995 roku Meng i Ludema postulowali między innymi konieczność zwiększenia ilości prac dotyczących zużycia jako jeden z czynników niezbędnych w dążeniu do modelowania tego typu procesów. Ogromna ilość pojawiających się w ostatnich latach prac, świadczy o przełamaniu tego ograniczenia. Problemem w dalszym ciągu jest fakt, że niewiele jest prac zmierzających do wykorzystania wcześniejszych doświadczeń i próby syntezy zagadnienia w miejsce kolejnych analiz. Stan taki powoduje że ciągle jeszcze trzeba częściowo zgodzić się ze stwierdzeniem zawartym w pracy [7] „...że teoretyczne modelowanie nie doprowadziło do rozwiązań umożliwiających taki ilościowy opis towarzyszących temu zjawisk, który byłby dostateczny, by z jego pomocą można było określić praktyczną przydatność konkretnych tworzyw”. Stwierdzenie to należy uznać za prawdziwe, gdy myślimy globalnie o teorii obejmującej wszystkie dostępne materiały. Jeżeli natomiast, podejmiemy osobno do każdej z grup materiałów, selekcionując je chociażby pod względem rodzaju struktury, to wydaje się, że jesteśmy w stanie uzyskać możliwość, w miarę swobodnego prognozowania odporności na ścieranie strumieniem ścierniwa w funkcji składu chemicznego oraz parametrów struktury stopów. Udowodniono to w niniejszej pracy na bazie wysokochromowych stopów ferrytycznych.

Wykonane badania i przeprowadzona analiza wyników, pozwalają stwierdzić że na aktualnym poziomie wiedzy, wybrana spośród 28 różnych teorii [115 - 141] teoria Bitter'a [116], stwarza możliwości prognozowania odporności na ścieranie strumieniem ścierniwa w szerokim zakresie zmienności parametrów pracy oraz zmienności składu chemicznego stopów. Opracowana 35 lat temu teoria, oparta na jeszcze wcześniejszych pracach Finne'a [115], nie znalazła szerokiego zastosowania ze względu na brak powiązań ze składem chemicznym i strukturą stopów obejmujących szerokie zakresy ich zmienności. Teoria ta, odniesiona do pojedynczego stopu, umożliwia prognozowanie jego zachowania w funkcji kąta padania i prędkości ścierniwa tylko w odniesieniu do tego stopu, ewentualnie pozwala na porównywanie charakterystyk różnych materiałów, jak to ma miejsce np. w pracy [104]. Przez wiele lat była ona wykorzystywana tylko w tym zakresie.

Prawdziwe możliwości prognozowania odporności na ścieranie otwierają się dopiero, gdy parametry Bitter'a powiążemy ze składem chemicznym oraz mikrostrukturą stopów. Bardzo ważne przy tym jest to, by stopy miały jednakową jakościowo strukturę a zmienność ich składów, obejmowała możliwie duży obszar. Dopiero przy spełnieniu takich uwarunkowań, stanowiących podstawowe założenia niniejszej pracy, możliwe jest przewidywanie odporności

na ścieranie dla dowolnego składu chemicznego materiału (z zakresu objętego doświadczeniem), w pełnym zakresie zmienności kąta padania ścierniwa, w funkcji jego prędkości.

Do czasu opracowania dokładniejszej i bardziej przekonującej metody, istnieje możliwość posługiwania się zaproponowaną przez autora niniejszej pracy procedurą postępowania z gwarancją uzyskania zadowalających wyników.

Wszystkie badane materiały zostały wytworzone metodą odlewniczą i z natury rzeczy, w strefach przypowierzchniowych charakteryzują się budową dendrytyczną ziaren. Zostało potwierdzone to wynikami badań RTG, które wskazują na silną lub umiarkowaną teksturę w tych rejonach (patrz tablica 13). Na skutek atakowania materiałów ścierniwem, duże, usytuowane w przybliżeniu prostopadle do powierzchni węgliki, uległy fragmentacji nawet głęboko pod nią (patrz rys.51 i 52, str.65 - 66). Należy zatem podejrzewać, że proces ten powodował osłabianie spójności struktury, a co za tym idzie szybsze zużywanie się materiałów. W próbie stopu 3, po ścieraniu pod kątem 60° , zaobserwowano wyginanie się i „rozsmarowywanie” węglików (patrz rys.54, str.68). Ten ostatni proces jest intrygujący i jego wyjaśnienie wymaga dalszych badań. Wyraźnie wygięte cienkie węgliki przypominają zniekształcenia węglików typu M_3C (patrz rys.14, str.15) po zużyciu abrazyjnym wysokonapężeniowym [30] pomimo tego, że w warunkach zastosowanych w doświadczeniu, energia niesiona przez pojedyncze ziarno piasku kwarcowego, nie była duża. Zbieżność powyższa potwierdza, że nie jest to przypadkowe zachowanie się węglików, ale proces występujący w określonych warunkach zużywania.

Stopień rozdrobnienia węglików ma mniejsze znaczenie w przypadku małych kątów padania ścierniwa. Dla kątów dużych, wydaje się, że struktura złożona z małych, możliwie twardych wydzieleni zawieszonych w podatnej osnowie, jest najbardziej wskazana. Do takich wniosków można dojść po analizie wykresu zużycia w funkcji kąta padania ścierniwa i średniej wielkości cząstek (patrz rys.62, str.76). Wielkość węglików zupełnie nie wpływa na składowe zużycia pochodzące od abrazyj W_1 i W_2 . Wpływają na nie kąt padania ścierniwa i udział węglików w stopach (patrz rys.61). Wzrost wielkości węglików bardzo silnie wpływa na składową pochodzącą od zmęczenia powierzchniowego W_3 , powodując, dla dużych kątów padania ścierniwa, bardzo duży przyrost zużycia. Podsumowując, elementy pracujące przy kącie padania ścierniwa do 20° powinny zawierać w swojej strukturze możliwie dużo węglików lecz ich wielkość, z punktu widzenia odporności na ścieranie, jest obojętna. Dla dużych kątów padania ścierniwa, stop nie powinien zawierać więcej niż 30% węglików, a ich wielkość (mierzona średnią cięciwą na zglądzie) nie powinna przekraczać 0.002 mm.

Ze względu na bardzo intensywne zmiany stopnia odporności na ścieranie strumieniem ścierniwa w zakresie kątów $20 - 30^\circ$ zarówno dla materiałów plastycznych, jak i kruchych i w związku z tym, dużymi zmianami odporności przy niewielkich wahaniach kąta, celowe jest, w nowo projektowanych urządzeniach, unikanie tego zakresu kąтового. Ponadto należy pamiętać, że w przypadku materiałów plastycznych, jest to najczęściej zakres maksymalnego zużycia.

W zakresie kątów padania ścierniwa pomiędzy 40 a 50° , między odpornością większości stopów istnieją różnice nie przekraczające 10% a w związku z tym, rozpatrywanie odporności na ścieranie w funkcji zmiany składu chemicznego stopów [174] bądź struktury [175] w tym zakresie kątowym jest bezprzedmiotowe. W omawianym przypadku o doborze materiału powinny decydować względy ekonomiczne lub inne właściwości jak chociażby odporność na reakcje tribochemiczne.

Ze wspomnianym zakresem kątowym wiąże się jeszcze jeden problem. Polega on na niedokładnym przybliżaniu charakterystyk zużycia w tym zakresie do wartości uzyskanych z pomiaru. Świadczą o tym jednokierunkowe odchylenia wartości pomiarowych dla $\alpha = 40$ i 50° od krzywych teoretycznych. Wyraźnie widać to po analizie charakterystyk zużycia zamieszczonych dla każdego stopu w „Albumie struktur i właściwości stopów” (rozdział 14, str.110 - 123). Na czternaście badanych stopów, dla $\alpha = 40^\circ$, w jedenastu przypadkach wartość wynikająca z przebiegu charakterystyk ścierania jest zbyt wysoka, w dwóch równa, a tylko w jednym przy-

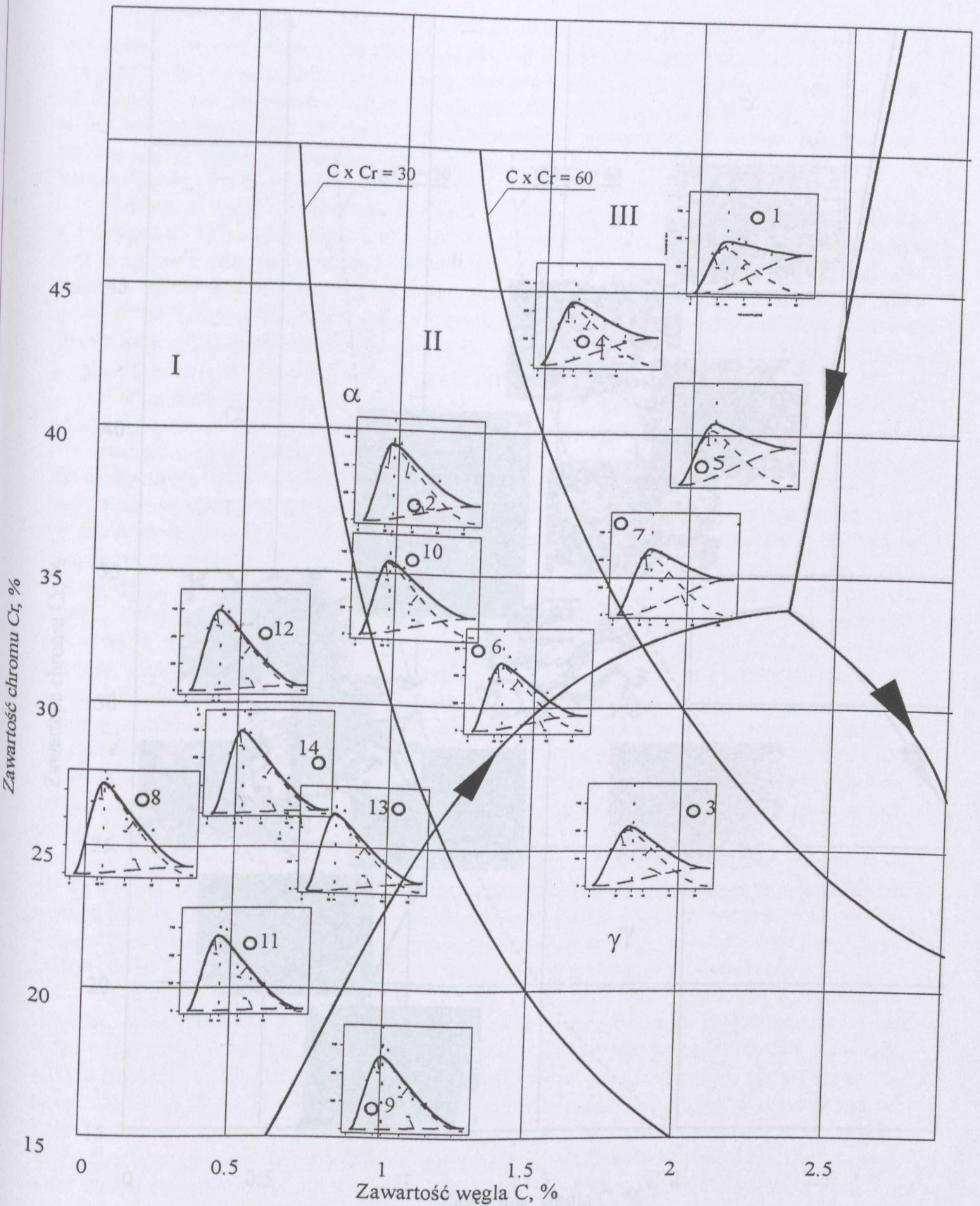
padku za niska. Dla $\alpha = 50^\circ$, w ośmiu przypadkach wartość ta jest zbyt wysoka, a w sześciu równa. W przypadku pozostałych kątów padania ścierniwa odchyłki wartości pomiarowych od wartości spodziewanych są rozłożone zgodnie z zasadami statystyki, częściowo poniżej, oraz częściowo powyżej tych wartości. Na podstawie analizy pracy [116 cz.II str.178] można wyjaśnić powstałą sytuację uproszczeniami wprowadzonymi przez Bitter'a podczas wyprowadzania wzoru na składową W_2 (2) z podstawowych praw zawartych w teorii sprężystości, plastyczności oraz teorii skrawania. Skutkiem tych zabiegów miało być uproszczenie obliczeń, kosztem nieznacznego zawyżenia wartości spodziewanych funkcji w zakresie średnich kątów padania ścierniwa. Analiza otrzymanych w niniejszej pracy wyników, skłania do zweryfikowania w przyszłości, zastosowanych przez Bitter'a uproszczeń.

Analiza jakościowa wpływu struktury stopów na odporność na ścieranie jest znacznie mniej jednoznaczna niż zastosowane opracowanie matematyczne. Na kolejnych dwóch stronach pokazano rysunki przygotowane do jej przeprowadzenia. Rysunek nr 70 przedstawia, rozmieszczone w zależności od zawartości chromu i węgla, charakterystyki zużycia dla badanych stopów. Charakterystyki te można podzielić pod względem kształtu na trzy grupy. Rozdziału można dokonać stosując dwie krzywe o stałej wartości iloczynu zawartości Cr i C (patrz rys.70). Grupa pierwsza to stopy (8, 9, 11, 12, 13 i 14), dla których iloczyn ten nie przekracza wartości 30. W tym przypadku wykresy charakteryzują się dużą wartością zużycia ($\approx 750 \times 10^{-12} \text{m}^3$) dla kąta padania ścierniwa $\alpha \approx 25^\circ$ oraz szybkim spadkiem zużycia przy zwiększaniu kąta padania ścierniwa. Jak wynika z analizy wykresów, jest to spowodowane niewielkim udziałem, w całym zakresie zmienności kąta α , składowej W_3 obrazującej udział zmęczenia powierzchniowego w zużyciu całkowitym. Przypuszczalnie odpowiada za to stosunkowo niska twardość tych stopów nie przekraczająca 280 HV50 (patrz tablica 18 na str.51).

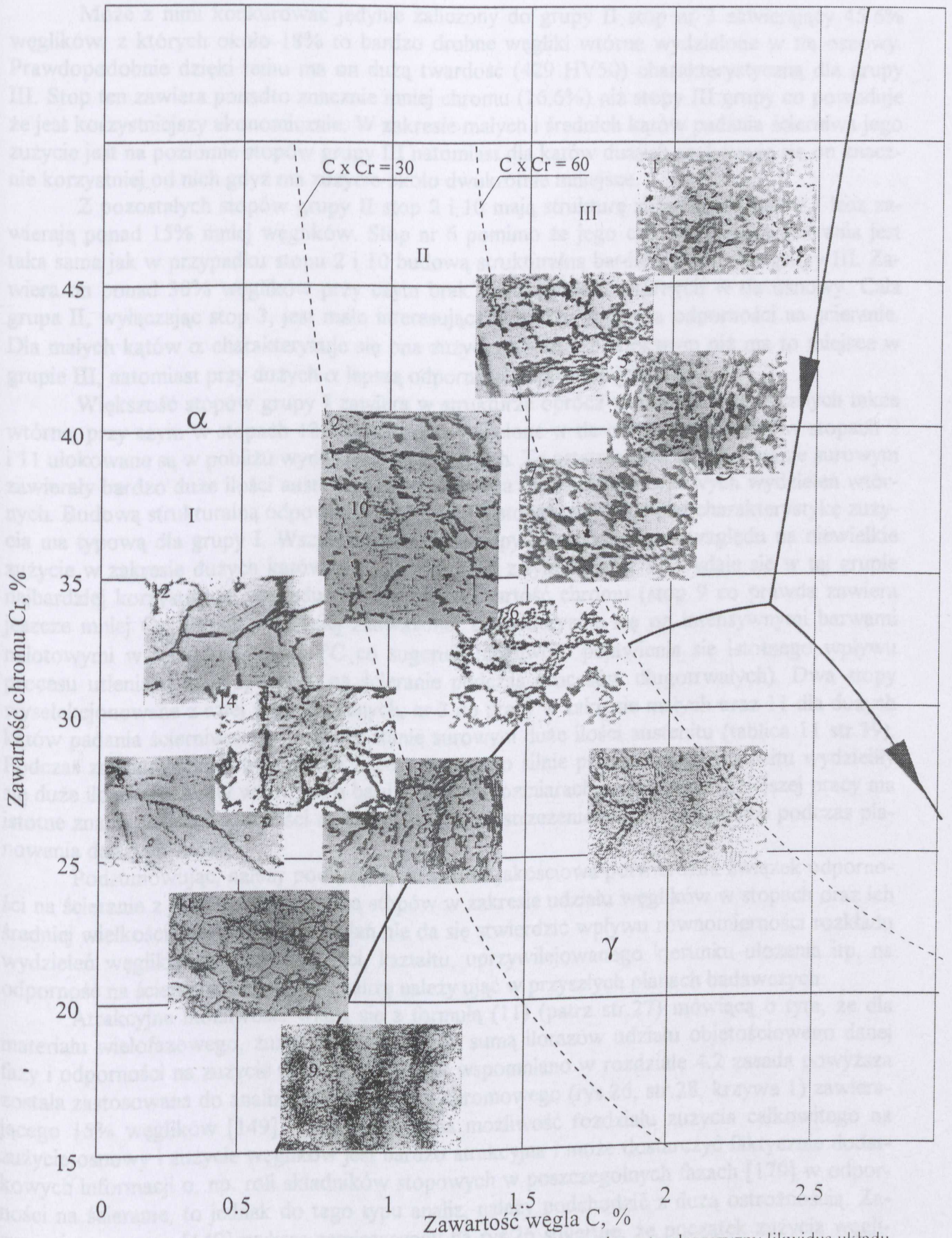
Grupę drugą stanowią stopy (2, 3, 6 i 10), dla których iloczyn zawartości chromu i węgla mieści się w granicach od 30 do 60. W stosunku do grupy pierwszej charakteryzują się one przede wszystkim wyraźnym wzrostem składowej pochodzącej od zmęczenia powierzchniowego W_3 co powoduje że dla większych kątów padania ścierniwa spadek zużycia nie jest już tak intensywny jak w pierwszej grupie stopów. Ponadto daje się zauważyć w tym przypadku spadek maksymalnego zużycia wraz ze zmniejszaniem się zawartości chromu w stopach. Twardość tych stopów przekracza 300 HV50. Można uznać stop nr 13 (zaliczony do grupy I) za przejściowy pomiędzy grupami I i II gdyż pojawia się w nim pewien udział składowej W_3 większy niż w pozostałych stopach zaliczonych do grupy pierwszej a mniejszy niż ma to miejsce w grupie drugiej.

W grupie trzeciej znalazły się pozostałe stopy (1, 4, 5 i 7). Iloczyn zawartości Cr i C w tym przypadku przekracza wartość 60 a twardość stopów jest wyższa od 380 HV50. Załączone charakterystyki przedstawiają znacznie mniejsze zużycie dla małych kątów padania ścierniwa, sięgające $500 - 600 \times 10^{-12} \text{m}^3$, ze znacznie większym, wynoszącym $\approx 400 \times 10^{-12} \text{m}^3$, zużyciem w stosunku do pozostałych grup stopów w zakresie dużych kątów α . Jest to spowodowane dużym udziałem w całkowitym zużyciu składowej W_3 pochodzącej od zmęczenia powierzchniowego.

Próba jakościowego powiązania powyższych spostrzeżeń ze strukturą stopów (rys.71) napotyka na pewne trudności. Nie dotyczą one grupy III stopów, gdyż jak widać ich struktury są bardzo zbliżone. Stopy te zawierają od 40 do 50% węglików o dużych wymiarach ($d > 240 \times 10^{-5} \text{mm}^3$) i równomiernym rozłożeniu. Brak jest w nich wydzieleń wtórnych węglików w tle osnowy. Stopy te nadają się do pracy przy kącie padania ścierniwa nie przekraczającym 50° , kiedy to ich zużycie jest mniejsze niż w pozostałych przypadkach.



Rys.70 Rozmieszczenie charakterystyk zużycia badanych stopów na tle rzutu płaszczyzny likwidus układu równowagi Fe-Cr-C



Rys.71 Rozmieszczenie mikrostruktur badanych stopów na tle rzutu płaszczyzny likwidus układu równowagi Fe-Cr-C

Może z nimi konkurować jedynie zaliczony do grupy II stop nr 3 zawierający 45.6% węglików, z których około 18% to bardzo drobne węgliki wtórne wydzielone w tle osnowy. Prawdopodobnie dzięki temu ma on dużą twardość (429 HV50) charakterystyczną dla grupy III. Stop ten zawiera ponadto znacznie mniej chromu (26.6%) niż stopy III grupy co powoduje że jest korzystniejszy ekonomicznie. W zakresie małych i średnich kątów padania ścierniwa jego zużycie jest na poziomie stopów grupy III natomiast dla kątów dużych zachowuje się on znacznie korzystniej od nich gdyż ma zużycie około dwukrotnie mniejsze.

Z pozostałych stopów grupy II stop 2 i 10 mają strukturę zbliżoną do stopu 3 lecz zawierają ponad 15% mniej węglików. Stop nr 6 pomimo że jego charakterystyka ścierania jest taka sama jak w przypadku stopu 2 i 10 budową strukturalną bardziej pasuje do grupy III. Zawiera on ponad 30% węglików przy czym brak jest węglików wtórnych w tle osnowy. Cała grupa II, wyłączając stop 3, jest mało interesująca z punktu widzenia odporności na ścieranie. Dla małych kątów α charakteryzuje się ona zużyciem znacznie większym niż ma to miejsce w grupie III, natomiast przy dużych α lepszą odporność mają stopy grupy I.

Większość stopów grupy I zawiera w strukturze oprócz węglików eutektycznych także wtórne, przy czym w stopach 12 i 14 są one wydzielone w tle osnowy natomiast w stopach 9 i 11 ulokowane są w pobliżu wydzielen eutektycznych. Te ostatnie dwa stopy w stanie surowym zawierały bardzo duże ilości austenitu. Stop nr 13 ma strukturę bez typowych wydzielen wtórnych. Budową strukturalną odpowiada on grupie III stopów tym niemniej charakterystykę zużycia ma typową dla grupy I. Wszystkie stopy tej grupy są atrakcyjne ze względu na niewielkie zużycie w zakresie dużych kątów padania ścierniwa z tym że stop 11 wydaje się w tej grupie najbardziej korzystny ze względu na niewielką zawartość chromu (stop 9 co prawda zawiera jeszcze mniej Cr, ale jak wcześniej zauważono, charakteryzuje się on intensywnymi barwami nalotowymi w temperaturze 450°C co sugeruje możliwość pojawienia się istotnego wpływu procesu utleniania na odporność na ścieranie podczas procesów długotrwałych). Dwa stopy wyselekcjonowane z całej grupy badanych, nr 3 do pracy w zakresie małych oraz 11 dla dużych kątów padania ścierniwa, zawierały w stanie surowym duże ilości austenitu (tablica 11 str.39). Podczas zastosowanego wyżarzania zupełnego z tego silnie przesyconego austenitu wydzieliły się duże ilości węglików wtórnych o bardzo małych rozmiarach co wg autor niniejszej pracy ma istotne znaczenie dla odporności na ścieranie. To spostrzeżenie należy uwzględnić podczas planowania dalszych badań.

Podsumowując, należy podkreślić, że analiza jakościowa potwierdziła związek odporności na ścieranie z budową strukturalną stopów w zakresie udziału węglików w stopach oraz ich średniej wielkości. Na tym etapie badań nie da się stwierdzić wpływu równomierności rozkładu wydzielen węglkowych, ich ciągłości, kształtu, uprzywilejowanego kierunku ułożenia itp. na odporność na ścieranie. Tego typu analizę należy ująć w przyszłych planach badawczych.

Atrakcyjne możliwości wiążą się z formułą (11) (patrz str.27) mówiącą o tym, że dla materiału wielofazowego, zużycie całkowite jest sumą ilorazów udziału objętościowego danej fazy i odporności na zużycie tej fazy [148]. Jak wspomniano w rozdziale 4.2 zasada powyższa została zastosowana do analizy zużycia żeliwa chromowego (rys.26, str.28, krzywa 1) zawierającego 15% węglików [149]. Jakkolwiek sama możliwość rozdziału zużycia całkowitego na zużycie osnowy i zużycie węglików jest bardzo atrakcyjna i może dostarczyć faktycznie dodatkowych informacji o, np. roli składników stopowych w poszczególnych fazach [179] w odporności na ścieranie, to jednak do tego typu analiz, należy podchodzić z dużą ostrożnością. Zaczepnięty z pracy [149] wykres zamieszczony na rys.26 sugeruje, że początek zużycia węglków (krzywa 2) zaczyna się od kąta padania ścierniwa o 12° wyższego niż ma to miejsce w przypadku osnowy (krzywa 3). Jeżeli będziemy rozpatrywali teoretyczne zachowanie się materiału zbudowanego z samych węglików, lub z samej osnowy, to wykres ten nie będzie sprzeczny z zasadami fizyki. Jeżeli natomiast, tak jak jest to sugerowane w pracy [149], odniesiemy go do analizy stopu rzeczywistego zawierającego 15% węglików i 85% osnowy, to zakres kątów pa-

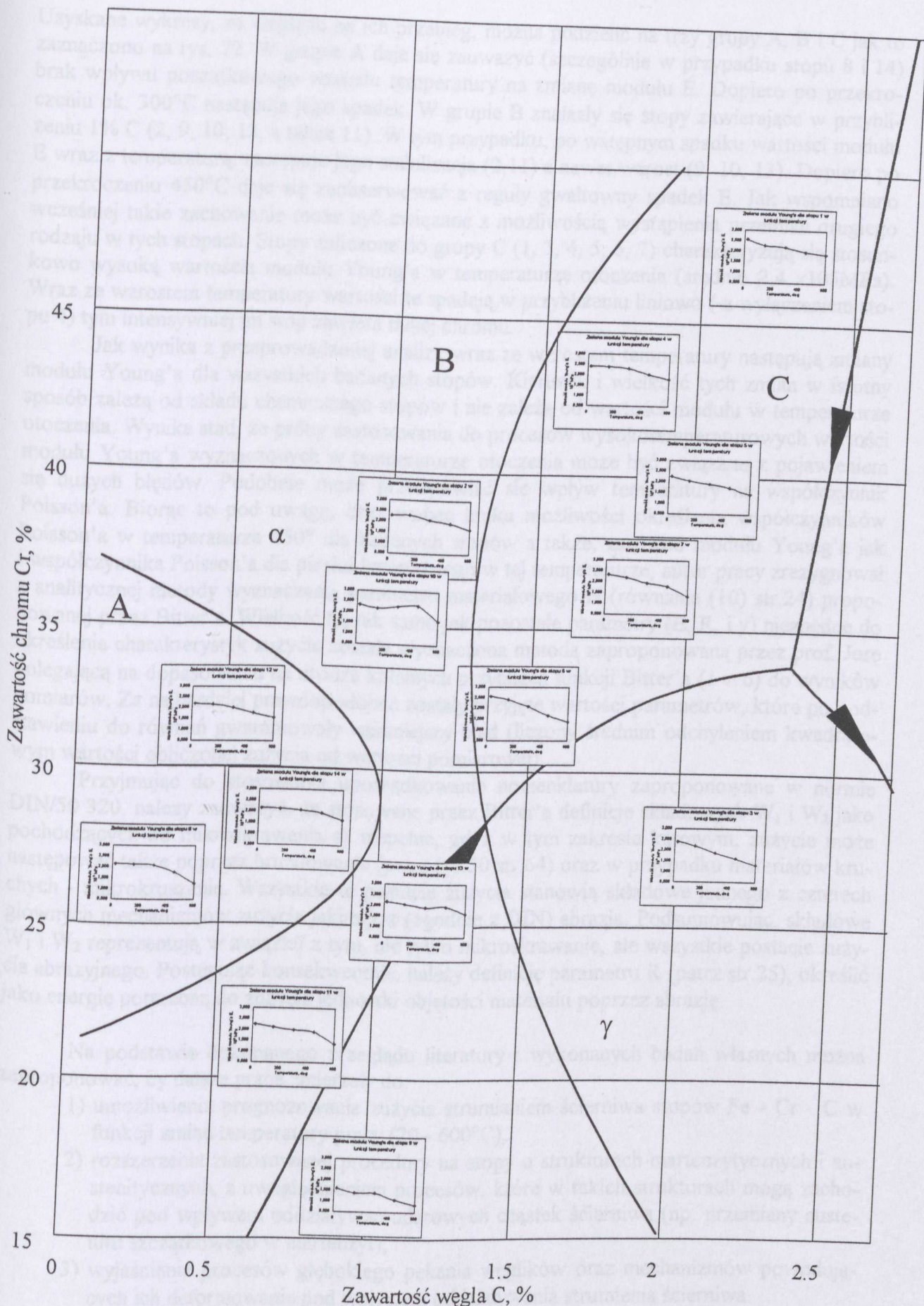
dania ścierniwa poniżej 22° w odniesieniu do tego stopu nie da się zinterpretować fizycznie. Po prostu, w dłuższym okresie czasu, nie może istnieć sytuacja, w której jedna faza stopu dwufazowego zużywa się intensywnie, a druga wcale. W rozpatrywanym przypadku każdy mm^3 zużytego stopu, w ustalonych warunkach ścierania, musi zawierać statystycznie 15% węglików i 85% osnowy. Wydaje się że powyższy wykres należy rozpatrywać w funkcji czasu i próbować zinterpretować jako zdolność węglików do opóźniania zużycia w zakresie kątów niskich i skłonność do przyspieszania tego zużycia w zakresie wysokich kątów padania ścierniwa w odniesieniu do czasu zużywania się stopu teoretycznego składającego się w 100% z osnowy (krzywa 4).

Innym ważnym problemem jest odczucie, że prostopadle ustawione w stosunku do powierzchni ścieranej i głęboko osadzone węgliki, w największym stopniu zabezpieczają stop przed zużyciem. Analiza przeprowadzona w pracy [28] zmusza do zweryfikowania tego poglądu. Możliwość wyginania węglików leżących w płaszczyźnie ścieranej, z długą osią ułożoną prostopadle do kierunku ruchu ścierniwa, dało w eksperymencie lepsze rezultaty, niż w przypadku prostopadłego ustawienia długich osi węglików do płaszczyzny ścieranej. Również wyniki badań zawarte w niniejszej pracy wskazują, że szczególnie przy dużych kątach padania ścierniwa, zdecydowanie korzystniejsze są węgliki drobne (patrz rys.62, str.76) przy których, kwestia rozpatrywania ich sposobu ułożenia w stosunku do powierzchni atakowanej ścierniwem jest drugorzędna.

Stwierdzenie jednakowego mechanizmu zużycia w odniesieniu do tak różnych, pod względem właściwości, ścierniw jak: pył węglowy ($\bar{d} = 0.08 \text{ mm}$, $\text{HV} = 30$, $\rho = 2200 \text{ kg/m}^3$), suchy piasek kwarcowy ($\bar{d} = 0.15 \text{ mm}$, $\text{HV} = 1250$, $\rho = 2450 \text{ kg/m}^3$) oraz śrut stalowy ($\bar{d} = 1.5 \text{ mm}$, $\text{HRC} = 55$, $\rho = 7800 \text{ kg/m}^3$) jest zgodne z wynikami badań podanymi przez Finnie'a i Mistra [145]. Z analizy wykresów, opracowanych przez nich dla dwóch rodzajów abrazji oraz erozji, (patrz rys.23 str.26) wynika, że zmniejszanie średniej wielkości cząstek, w przypadku materiału plastycznego, do wartości $\approx 0.1 \text{ mm}$ powoduje tylko nieznaczny spadek zużycia. Dalsze zmniejszanie cząstek powoduje tym większy spadek zużycia im mniejsza jest ich średnia wielkość. W przypadku materiałów kruchych [146], zmiana wielkości cząstek z 0.125 mm do 0.021 mm , spowodowała tylko niewielki spadek zużycia (patrz str.26, rys.24 krzywa 1 i 2). Dopiero zastosowanie bardzo małych cząstek ściernych, o wielkości 0.009 mm , skutkowało zmianą mechanizmu zużycia z typowego dla materiałów kruchych, do charakteryzującego materiały plastyczne (rys.24 krzywa 3).

Powyższe stwierdzenie jest ważne także dla zmiany kształtu ziaren ściernych. Gdy przechodzimy z ziaren okrągłych na ostrokanciaste z tego samego materiału, powoduje to podobne skutki jak przejście na okrągłe ziarna ścierniwa, o tej samej wielkości, lecz o odpowiednio większej gęstości. Potwierdzenie takiego wniosku można doszukać się w pracy [36]. Zużycie ostrokanciastymi cząstkami SiC ($\rho = 3150 \text{ kg/m}^3$) było o 1.5 razy większe niż ostrokanciastymi cząstkami SiO_2 o tej samej granulacji ($0.125 - 0.150 \text{ mm}$) lecz mniejszej gęstości. Zużycie przez SiO_2 o granulacji trzykrotnie większej ($0.425 - 0.450 \text{ mm}$) spowodowało mniejsze zużycie niż piasek kwarcowy ostrokanciasty ($0.125 - 0.150 \text{ mm}$).

Pewnego podsumowania wymaga zagadnienie zmiany modułu Young'a w funkcji temperatury. W rozdziale 7.10 (str.51) omówiono sposób wykonania badań, a w tablicy 24 (str.78) zamieszczono równanie regresji opisujące te zmiany. Należy pamiętać że opracowanie matematyczne badań mimo bardzo wielu zalet powoduje uśrednianie wyników co może powodować że nie zauważymy pewnych subtelnych zmian, które mogą występować w badanych materiałach. Na rys.72, na tle rzutu płaszczyzny likwidus układu równowagi Fe-Cr-C, pokazano, dla wszystkich badanych stopów, charakterystyki zmian modułu Young'a E w funkcji zmian temperatury w zakresie $20 - 600^\circ\text{C}$.



Rys.72 Wykresy zmian modułu Young'a w funkcji temperatury na tle rzutu płaszczyzny likwidus układu równowagi Fe-Cr-C

Uzyskane wykresy, ze względu na ich przebieg, można podzielić na trzy grupy A, B i C jak to zaznaczono na rys. 72. W grupie A daje się zauważyć (szczególnie w przypadku stopu 8 i 14) brak wpływu początkowego wzrostu temperatury na zmianę modułu E. Dopiero po przekroczeniu ok. 300°C następuje jego spadek. W grupie B znalazły się stopy zawierające w przybliżeniu 1% C (2, 9, 10, 13, a także 11). W tym przypadku, po wstępnym spadku wartości modułu E wraz z temperaturą, następuje jego stabilizacja (2,11) a nawet wzrost (9, 10, 13). Dopiero po przekroczeniu 450°C daje się zaobserwować z reguły gwałtowny spadek E. Jak wspomniano wcześniej takie zachowanie może być związane z możliwością wystąpienia przemian drugiego rodzaju w tych stopach. Stopy zaliczone do grupy C (1, 3, 4, 5, 6, 7) charakteryzują się stosunkowo wysoką wartością modułu Young'a w temperaturze otoczenia (średnio 2.4×10^5 MPa). Wraz ze wzrostem temperatury wartości te spadają w przybliżeniu liniowo (z wyłączeniem stopu 4) tym intensywniej im stop zawiera mniej chromu.

Jak wynika z przeprowadzonej analizy wraz ze wzrostem temperatury następują zmiany modułu Young'a dla wszystkich badanych stopów. Kierunek i wielkość tych zmian w istotny sposób zależą od składu chemicznego stopów i nie zależą od wartości modułu w temperaturze otoczenia. Wynika stąd, że próby zastosowania do procesów wysokotemperaturowych wartości modułu Young'a wyznaczonych w temperaturze otoczenia może być związane z pojawieniem się dużych błędów. Podobnie może przedstawiać się wpływ temperatury na współczynnik Poisson'a. Biorąc to pod uwagę, oraz wobec braku możliwości określenia współczynników Poisson'a w temperaturze 450° dla badanych stopów a także, zarówno modułu Young'a jak i współczynnika Poisson'a dla piasku kwarcowego w tej temperaturze, autor pracy zrezygnował z analitycznej metody wyznaczania parametru materiałowego H (równanie (10) str.24) proponowanej przez Bitter'a. Wielkość ta, tak samo jak pozostałe parametry (E, R, i y) niezbędne do określenia charakterystyk zużycia została wyznaczona metodą zaproponowaną przez prof. Jurę polegającą na dopasowaniu na drodze kolejnych przybliżeń funkcji Bitter'a ($1 \div 6$) do wyników pomiarów. Za najbardziej prawdopodobne zostały przyjęte wartości parametrów, które po podstawieniu do równań gwarantowały najmniejszy błąd (liczony średnim odchyleniem kwadratowym wartości obliczonej zużycia od wartości pomiarowej).

Przyjmując do stosowania uporządkowanie nomenklatury zaproponowane w normie DIN/50 320, należy zauważyć, że stosowane przez Bitter'a definicje składowych W_1 i W_2 jako pochodzących od mikroskrawania są niepełne, gdyż w tym zakresie kątowym, zużycie może następować także poprzez bruzdowanie (patrz rys.50 str.64) oraz w przypadku materiałów kruchych - mikroskruszenie. Wszystkie te postacie zużycia stanowią składowe jednego z czterech głównych mechanizmów zużycia jakim jest (zgodnie z DIN) abrazja. Podsumowując, składowe W_1 i W_2 reprezentują w związku z tym, nie tylko mikroskrawanie, ale wszystkie postacie zużycia abrazyjnego. Postępując konsekwentnie, należy definicję parametru R (patrz str.25), określić jako energię potrzebną do zużycia jednostki objętości materiału poprzez abrazję.

Na podstawie dokonanego przeglądu literatury i wykonanych badań własnych można zaproponować, by dalsze prace zmierzały do:

- 1) umożliwienia prognozowania zużycia strumieniem ścierniwa stopów Fe - Cr - C w funkcji zmian temperatury pracy (20 - 600°C),
- 2) rozszerzenia zastosowanej procedury na stopy o strukturach martenzytycznych i austenitycznych, z uwzględnieniem procesów, które w takich strukturach mogą zachodzić pod wpływem oddziaływań udarowych cząstek ścierniwa (np. przemiany austenitu szczątkowego w martenzyt),
- 3) wyjaśnienia procesów głębokiego pęknięcia węglików oraz mechanizmów powodujących ich deformowanie pod wpływem oddziaływania strumienia ścierniwa.

Dla zrealizowania wymienionych zadań niezbędne jest określenie, w stosunku do stanu wyjściowego, zmian:

- mikrotwardości osnowy stopu w kierunku prostopadłym do powierzchni zużytej strumieniem ścierniwa,
- naprężeń I, II i III rodzaju spowodowanych procesem ścierania,
- gęstości dyslokacji wywołanych zużyciem.

Wszystkie wymienione parametry powinny zostać określone w powiązaniu ze składem chemicznym stopów, ich strukturą oraz warunkami pracy.

Cały zakres badań powinien zmierzać do zgromadzenia niezbędnych danych w celu podjęcia próby modelowania procesów zachodzących w składnikach strukturalnych materiałów pod wpływem oddziaływania strumienia ścierniwa. Pozwoliłoby to dokładniej zrozumieć, które z czynników mają rzeczywisty wpływ na odporność na ścieranie, dlaczego i w jakim stopniu na nią oddziałują.

12. SPIS LITERATURY

11. WNIOSKI

1. Stanowisko zaprojektowane i zbudowane w Odlewni Doświadczalnej PS gwarantuje wysoką dokładność utrzymania założonych parametrów procesu i nadaje się do badań zużycia ściernego materiałów w dużym zakresie zmienności kąta padania oraz prędkości strumienia ścierniwa w temperaturach do 450°C. Jednocześnie zapewnia możliwość badania jednorazowo do 40 próbek.
2. Zastosowanie teorii Bitter'a do opisu procesów zużycia w podwyższonych temperaturach zgodnie z procedurą zaproponowaną przez autora, gwarantuje możliwość prognozowania zużycia ściernego z dokładnością $\pm 6.6\%$. Tym samym skuteczność tej teorii w zastosowaniu do warunków innych niż zużycie w temperaturze otoczenia została potwierdzona.
3. Zużycie w temperaturze 450°C zależy głównie od kąta padania ścierniwa, a w drugiej kolejności od struktury stopów lub ich składu chemicznego.
4. Wzrost udziału węglików w stopach powoduje obniżenie zużycia dla małych kątów padania ścierniwa i jego wzrost dla kątów dużych. W zakresie kątów średnich (ok. 50°) udział węglików nie wpływa istotnie na odporność na zużycie.
5. Wzrost dyspersji węglików powoduje spadek zużycia. Wpływ ten jest bardzo silny w zakresie dużych kątów padania ścierniwa.
6. Na zużycie w temperaturze 450°C ferrytycznych żeliw wysokochromowych istotnie wpływa zawartość węgla i krzemu. Wzrost udziału węgla w stopie powoduje znaczne obniżenie zużycia dla małych kątów α i jego wzrost dla α przekraczających 50°. W przypadku atakowania materiału pod dużymi kątami ($\alpha > 50^\circ$) największą odporność wykazują stopy zawierające jednocześnie minimalne zawartości C i Si. Wzrost udziału Si powoduje zwiększenie zużycia. Proces ten zachodzi silniej w zakresie dużych kątów padania ścierniwa. Wpływ chromu jest niewielki i negatywny dla dużych kątów padania ścierniwa.
7. Opisany w literaturze mechanizm zużycia polegający na usuwaniu miękkiej osnowy pomiędzy twardych węglików (w przypadku gdy twardość ścierniwa lokuje się pomiędzy twardością osnowy i twardością węglików) i usuwaniu pozbawionych podparcia węglików, nie jest możliwy w przypadku stopów zawierających eutektyczne węgliki o budowie typowej dla M_7C_3 bez wcześniejszej ich fragmentacji. Bardzo istotne jest to, że fragmentacja ta zachodzi głęboko pod powierzchnią, a nie tylko przy powierzchni materiału.
8. W analizowanym przykładzie warunków pracy zawirowywacza mieszaniny powietrzno - węglowej zastosowanie w przyszłości stopu o zawartości 2 - 2.2% C, 20 - 22% Cr oraz 0.2% Si da szansę na obniżenie zużycia o około 20% w stosunku do stopu przemysłowego i jednoczesne zaoszczędzenie 3 - 5% Cr.

12. SPIS LITERATURY

1. A.Gierek, Zużycie ściernie metalowych elementów roboczych, Skrypt Uczelniany nr 1752 Gliwice 1993.
2. J.Kilarski, Stopy odlewnicze odporne na ścieranie, Instytut Odlewnictwa Politechniki Śląskiej w Gliwicach, Zastosowanie w energetyce tworzyw odlewniczych odpornych na ścieranie, Gliwice 1983, 68 - 71.
3. J.Kubicki, Badania nad procesem zużywania się materiału łopatek rzutowych oczyszczarek wirnikowych, Praca Doktorska, Politechnika Szczecińska, Szczecin 1975.
4. Report „Lubrication (Tribology)”, British Department of Education and Science, H.M.S.O. London, 1966.
5. Cz.Podrzucki, Żeliwo, ZG STOP Kraków, 1991.
6. W.Sakwa, Żeliwo, „Śląsk”, 1974.
7. A.Gierek, Niektóre problemy Inżynierii Materiałowej, Skrypt Uczelniany nr 1862, Politechnika Śląska, Gliwice, 1994, wyd.II.
8. K.H.Zum Gahr, Entwicklung und einsatz verschleißfester Werkstoffe, Werkstoffage 1987, nr 2/1987, nr 1/1988, 33 - 39.
9. K.H.Habig, Verschleiß und Härte Werkstoffen, Carl Hanser Verlag. München, Wien 1980.
10. M.Wysiecki, Nowoczesne materiały narzędziowe, WNT Warszawa, 1997.
11. T.Chandrasekaran, Kishore, Grinding abrasive wear and associated particle size effect, Materials Science and Technology, July 1992, Vol 8.
12. P.Crook, Practical guide to wear for corrosion engineers, Materials Performance 30, (2), Febrywery 1991, 64 - 66.
13. M.Hashish, Observations of wear of abrasive - waterjet nozzle materials, Journal of Tribology (Trans.ASME) 116, (3), June 1994, 439 - 444.
14. Z.Orsanic, B.Stanisa, M.Jakovljevic, Zb. Rad. 27, 1993, 185 - 194.
15. P.Chevallier, A.B.Vannes, Effect of a sheet surface of an erosive particle jet upon impact, Wear 184, 1995, 87 - 91.
16. D.M.Lloyd, E.A.Rogers, J.E.Oakey, A.J.Pittaway, Metal wastage in fluidized - bed combustors, Mater. Sci. Eng. 88, 1987, 295 - 301.
17. I.M.Huthings, R.E.Winter, Particle erosion of ductile metals: a mechanism of material removal, Wear 27, 1974, 121 - 128.
18. K.Ives, A.W.Ruff, Transmission and scanning electron microscopy studies of deformation at erosion impact sites, Wear 46, 1978, 149 - 162.
19. A.W.Ruff, L.K.Ives, Measurement of solid particle velocity in erosive wear, Wear 35, 1975, 195 - 199.
20. A.V.Levy, The role of plasticity in erosion, in Proc. 5th Int. Conf. on Erosion by Solid and Liquid Impact, Field end., University of Cambridge, 1979, 39-1 - 39-10.
21. P.Hancock, A.R.I.Marie, J.R.Nicholls, The influence of erosion on high temperature corrosion, Proc. 1st Conf. on Advanced Materials for Alternate Fuel Capable Directly Fired Heat Engines, June 1972, 66.
22. J.T.Davies, Turbulence Phenomena, Academic Press, 1972, 66.
23. G.L.Sheldon, A.Kanhere, An investigation of impingement using single particles, Wear 21, 1972, 195 - 209.
24. O.Kato, T.Inoue, N.Ohmare, T.Kawanami, Abrasion resistance of carbides in cast iron studied by in - situ scanning electron microscope, Proceedings of the Japan International Tribology Conference, Nagoya, Japan, 29 October - 1 November 1990, 239 - 242.
25. O.Kato, T.Inoue, M.Ataka, H.Yamamoto, Proc. 34th. Conf. JSLE, 1989, 495.
26. S.Spuzic, K.N.Strafford, C.Subramanian, L.Green, Influence of stress state on abrasive wear of steels, Wear 184, 1995, 83 - 86.

27. H.Berns, Microstructural properties of wear - resistant alloys, *Wear* 181 - 183, 1995, 271 - 279.
28. Ö.N.Dogan, J.A.Hawk, Effect of carbide orientation on abrasion of high Cr white cast iron, *Wear* 189, 1995, 136 - 142.
29. H.Kong, M.F.Ashby, *Acta Metall. Mater.*, 40 (11), 1992, 2907.
30. J.T.H.Pearce, Abrasive wear behaviour of cast irons, *Br. Foundryman* 78, (1), 1985, 13 - 23.
31. J.T.H.Pearce, D.W.L.Elwell, Duplex nature of eutectic carbides in heat treated 30% chromium cast iron, *Journal of Materials Science* 5, 1986, 1063 - 1064.
32. A.Barbacki, T.Kachlicki, A.Wachowiak, Przemiany węglików w stalach chromowo - molibdenowych typu 15HM i 10H2M, *Inżynieria Materiałowa* 4, 1987, 105 - 109.
33. A.Weroński, T.Hejwowski, Badania odporności na zużycie ściernie nowych materiałów konstrukcyjnych dla przemysłu cementowego, *Cement Wapno Gips* 4, lipiec - sierpień 1994, 101 - 104.
34. T.Hejwowski, S.Szewczyk, A.Weroński, Problematyka badania procesu erozyjnego zużycia warstwy wierzchniej materiałów, 409 - 415,
35. A.W.Ruff, L.K.Ives, Measurement of solid particle velocity in erosive wear, *Wear* 35, 1975, 195 - 199.
36. A.N.J.Stevenson, I.M.Hutchings, Wear of hardfacing white cast iron by solid particle erosion, *Wear* 186 - 187, 1995, 150 - 158.
37. I.G.Wright, V.K.Sethi, A.J.Markworth, A generalized description of the simultaneous processes of scale growth by high - temperature oxidation and removal by erosive impact, *Wear* 186 - 187, 1995, 230 - 237.
38. S.W.Watson, B.W.Madsen, S.D.Cramer, Wear - corrosion study of white cast iron, *Wear* 181 - 183, 1995, 469 - 475.
39. T.A.Michailiczenko, A.F.Sinjawszkij, Strukturnye aspekty abrazivnoj iznosostojkosti izo-termitseski zakaliennoj stali, *Izv. Wyzš. Utsebn. Chernaja Metall.* (4), Ijun 1994, 23 - 25.
40. V.V.Lunev, V.P.Pirozhkova, N.M.Burova, Prichiny i mekhanizm iznosa litykh detaliej iz chromonikieljevykh stalej, *Metall. i Gornorudnaya Promyshlennost'* 2, Apriel - Ijun 1995, 32 - 34.
41. C.S.Gundewar, K.A.Natarajan, U.B.Najak, K.Santyanarayana, Studies on boll wear in the grinding of Kundremukh hematite - magnetite ore, *Miner. Eng.* 3, (1- 2), 1990, 207 - 220.
42. J.D.Gates, W-Q.Lai, P-S.Wen, G.A.Hope, S.A.Holt, Synergistic corrosion - abrasion of cast wear - resistant materials in HNO₃, *Cast Metals* Vol.8, no 2, 1995, 73 - 90.
43. F.Bergman, P.Hedenqvist, S.Hogmark, Two - body abrasion of selected PM high speed steels, *Tribologia* 14, (3), 1995, 5 - 18.
44. Yu.N.Tsvetkov, L.I.Pogodaev, Opredelenije naprjazhnnoho sostajanija poverkhnosti metallov pri gigoabrazivnom iznašivanii, *Probl. Mashinostr. i Nadezhn.* 6, Noyabr - Diekabr 1994, 109 - 114.
45. A.Sinatora, P.R.Mei, A.P.Tschiptschin, *Metal. ABM* 47, (396), August - September 1991, 231 - 235.
46. G.M.Sorokin, E.A. Zyablitskaja, E.M.Zyablitskii, *Zavodskaja Laboratorija* 60, (6), Ijun 1994, 50 - 52.
47. S.N.Bobrov, *Metallov. i Term. Obrab. Metall.* 35, (11 - 12, Noyabr - Diekabr 1993, 628 - 632.
48. D.J.Kotecki, J.S.Ogborn, Abrasion resistance of iron - based hardfacing alloys, *Weld. J.* 74, (8), September 1995, 269s - 278s.
49. L.H.Chen, L.C.Chang, T.S.Lui, The abrasion resistance of high - chromium white cast irons as a linear function of carbide volume fraction, *Proceedings of the Japan International Tribology Conference, Nagoya, Japan, 29 October - 1 November 1990*, 227 - 231.

50. R.H.Kozlowski, Strengthening by sigma phase formation in Cr - Mn stainless steels, Application and Stainless Steel '92 - Conf., Vol. 2, Stockholm, Sweden, 9 - 11 June 1992, 899 - 903.
51. S.N.Bobrov, Strukturnyje uzmenienija stali w protsessie abrazivnogo iznašivaniya, Metallov. i Term. Obrab. Metall. 35, (3), Sientiabr 1993, 136 - 140.
52. S.N.Bobrov, O primienienii vysokoprotsnykh stalej kak iznosostoikogo konstrukcionnogo materiala, Metallov. i Term. Obrab. Metall. 8, 1993, 13 - 17.
53. Ö.N.Dogan, Columnar to equiaxed transition in high chromium white iron castings, Scripta Materialia 35, (2), 15 July 1996, 163 - 168.
54. V.V.Danil'chenko, Svarochnoe Proizvodstvo (5), Maj 1992, 31 - 33.
55. A.Fischer, Sliding abrasion of metallic materials above 550°C, Proceedings of the Japan International Tribology Conference, Nagoya, Japan, 29 October - 1 November 1990, 221 - 226.
56. J-M.Tong i inni, The influence of retained austenite in high chromium cast iron on impact abrasive wear, Wear of Materials 1989 - Conf., Vol. 1, Denver, Colorado, USA, 9 - 13 June 1989, 65 - 70.
57. R.J.Borges, Corrosion and abrasion resistant alloys, European Patent EP0323894, 2 January 1989.
58. J.M.Tong, W.L.Zhang, The investigation of effect of retained austenite in high chromium cast iron under different wear conditions, Transactions of Metal Heat Treatment (China) 14, (2), 1 - 7 June 1993.
59. V.V.Dorokhov, I.V.Koseleva, A.A.Ryzhikov, Metallov. i Term. Obrab. Metall., 35, (2), Fievral 1993, 106 - 110.
60. J-T.Xi, Q-D.Zhou, Influence of retained austenite on the wear resistance of high chromium cast iron under impact loads, Wear 162 - 164, 1993, 83 - 88.
61. I.R.Share, B.K.Arnold, The effect of heat treatment on the gouging abrasion resistance of alloy cast irons, Metall. Mater. Trans. A 26A, (2), February 1995, 357 - 370.
62. I.R.Sare, B.K.Arnold, The influence of heat treatment on the high - stress abrasion resistance and fracture toughness of alloy white cast irons, Metall. Mater. Trans. A 26A, (7), June 1995, 1785 - 1793.
63. J.Muscara, M.J.Sinnot, Met. Eng. Q. 12, (2), 1972, 21 - 32.
64. M.X.Zhang, K.Ogi, The abrasive - wear characteristics of high chrome cast iron, Material for Mechanical Engineering (China) 15, (4), 15 - 22 July 1991.
65. M-C.Wang, S-Z.Ren, X-B.Wang, S-Z.Li, A study of sand slurry erosion of W - alloy white cast irons, Wear 160, 1993, 259 - 264.
66. Z-Z.Lin, Z-M.Ling, X-C.Sun, The influence of internal stress and preferred orientation on the abrasive wear of a boronized medium carbon steel, Wear of Materials 1989 - Conf., Vol. 1, Denver, Colorado, USA, 9 - 13 June 1989, 51 - 56.
67. N.Ma, Q.Rao, Q.Zhou, Effect of boron on the structure and properties of 28% chromium white cast iron, Transactions of the American Foundrymen's Society - Conf., Vol. 98, Detroit Michigan, USA, 21 -24 June 1990, 775 - 781.
68. B.M.Hebbar, K.Sujatha, S.Seshan, Influence of heat treatment on the structure and wear resistance of 27% chromium cast iron, Tool and Alloy Steels 26, (4 - 5), May 1992, 89 - 96.
69. P.Dupin, J.Saverna, J.M.Schissler, Etude structurale de l'etat brut de coulee de fontes blanches a 17% Cr, Hommes et Fonderia, Janvier 1985, 19 - 28.
70. G.Larid II, G.L.F.Powell, Solidification and solid - state transformation mechanism in Si alloyed high - chromium white cast irons, Metall. Mater. Trans. A, Vol. 24A, (4), June 1993, 981 - 988.
71. M.Radulovic i inni, Influence of vanadium on fracture toughness and resistance in chromium white cast iron, J. Mater. Sci. 29,(19), October 1994, 5085 - 5094.

72. D.Wang i inni, The influence of titanium on the structure and wear - resistance of medium manganese white cast iron, First International Conference on Microstructures and Mechanical Properties of Aging Materials, Chicago, Illinois, USA, 2 - 5 November 1992, 271 - 278.
73. X.Z.Zhao, J.D.Xing, Q.D.Zhou, Influence of carbon on oxidation and wear of Fe - Cr - Mn alloy at high temperatures, *Acta Metalurgica Sinica (China)* 28, (6), 18 June 1992.
74. H.Fusheng, W.Chaochang, Modifying high Cr - Mn cast iron with boron and Rare Erth - Si alloy, *Mater. Sci. Technol.* 5, (9), September 1989, 918 - 924.
75. G.Laird III, NiHard 4 revisited, Transactions of the American Foundrymen's Society - Conf., Vol.96, Hartford, Connecticut, USA, 24 - 28 April 1988, 799 - 866.
76. R.Ortman, Schweissem und Schneiden' 86 - Conf., Karlsruhe 1 - 3 November 1986, 210 - 213.
77. J.H.Bulloch, The abrasive wear resistance of the martensitic group 2 and 3 hardfacing materials: The influence of abradent type, *Int.J.Preasure Piping* 57, (3), 1994, 253 - 269.
78. L.G. Korshunov, A.V.Makarov, N.L.Chernenko, Strukturnyje aspekty iznosostjivosti stalej martensitnogo klasa, *Metallov. i Term. Obrab. Metall.* 78, (4), Sientibr 1994, 442 - 453.
79. Yu.N.Tsvetkov, L.I.Pogodaev, Opredelenije naprjazhnnoho sostajanija poverkhnosti metallov pri giproabrazivnom iznašivanii, *Probl. Mashinostr. i Nadezhn.* 6, Noyabr - Diekabr 1994, 109 - 114.
80. W.A.Metwally, M.K.Samy, Evaluation of abrasive wear and erosion - corrosion resistance of high - chromium cast steel, *Steel Research* 65, (10), October 1994, 455 - 458.
81. L.Xu, C.Voce, D.St John, Abrasive wear study of selected white cast irons as liner materials for the Mining Industry, *Wear of Material: Proceedings of the 9th International Conference*, B, 13 June 1993, 820 - 932.
82. S.Soemantri, The mechanisms of abrasive wear in steels, *Bulk Solids Handling* 14, June - July 1994, 361 - 363.
83. I.Katavic, The properties of a new chromium white iron in the as - cast state, *Euromat'89*, 2, Aachen, Germany, 22 - 24 November 1989, 1351 - 1356.
84. V.Rajagopal, Praca Doktorska - The effect of chromium on the abrasive and corrosive wear of cast iron grinding media, *Diser. Abstr. Inter.* 52, (4), p. 144, October 1991.
85. G.J.Cox, Development of abrasion - resistant, nickel - containing alloy white iron of high hardness, Transactions of the American Foundrymen's Society - Conf., Vol. 97, San Antonio, Texas, USA, 7 - 11 May 1989, 361 - 372.
86. N.Sh.Shadrov, G.N.Plotnikov, Abrazivnaja i korrozionnaja stojkost' vysokokhromistykh tsugunov pri tsentrobezhnom lit'je, *Lit.Proizvod.* 1, Janvar 1994, 13 - 15.87.
87. C.Sapero, Survey of wear in coal pulverizing mills. Effect of grinding element material properties, *Materials Forum* 16 (3), III 1992, 225 - 236.
88. T.Chandrasekaran, Kischore, Development of a new wear index in a slurry erosion tests on steels, *Journal of Material Science Letters* 12, (2), 15 January 1993, 96 - 98.
89. L.I.Pogodaev, N.F.Golybev, L.V.Vlasov, A.A.Kuz'min, Problemy Mashinostroiya i Nadezhnosti Mashin 3, Maj - Ijun 1995, 63 - 72.
90. A.V.Lagerev, Izviestija Vysshikh Uchebnykh Zavedenii, *Mashinostroenie* (6), Ijun 1990, 43 - 48.
91. A.A.Lankov, Erozionnoje rozrušeniye materialov pri rikošetirovanii potoka tverdykh sfericeskich castitz, *Trenije i Iznos* 13, (1), 1992, 206 - 221.
92. W.N.Winogradow, W.I.Birukow, S.I.Nazarow, I.B.Tsherwiakow, *Trienije i Iznos Tom 2*, nr 4, 1981, 584 - 588.
93. I.P.Lankow, K.F.Kangur, *Trienije i Iznos Tom 8*, nr 4, 1987, 605 - 614.
94. N.Axén, B.Lundberg, Abrasive wear in intermediate mode of multiphase materials, *Tribology International* Vol. 28, no. 8, 1995, 523 - 529.

95. D.J.Buttle, C.B.Scruby, Characterization of particle impact by quantitative acoustic emission, *Wear* 137, (1), 1990 63 - 90.
96. G.M.Sorokin, E.M.Zyablitskii, E.A.Nikitina, *Zavodskaja Laboratorija* 59, (12), Diekabr 1993, 52 - 56.
97. O.P.Modi, B.K.Prasard, S.Das, A.K.Jha, Abrasive wear behaviour of an AISI 5132 steel under low stresses, *Materials Transactions, JIM* 35, (1), January 1994, 67 - 73.
98. K.M.Mashloosh, T.S.Eyre, *Tribo. Int.* 18, 1985, 259.
99. K.M.Mashloosh, T.S.Eyre, *Tribo. Int.* 18, 1985, 259.
100. O.Sheffler, C.Allen, *Tribo. Int.* 21, 1988, 127.
101. Fighting wear, *Coal* Vol. 98, November 1993, 48 - 51.
102. J.Kurzynski, Verschleiß - Expertensystem zur Unterstützung der Werkstoffauswahl bei abrasiv beanspruchten Bauteilen, *Stahl und Eisen* 116, 1996, 37 - 42.
103. L.Giordano, A.Tiziani, A.Zambon, M.Antolotti, Chromium surfaces alloying of grey cast iron by PTA, 23 rd AIM National Convention - Conf., Ancona, Italy, 25 - 27 September 1990, *Metalurgia Italiana* 88, (4), June 1991, 377 - 382.
104. A.Magnée, Generalized law of erosion: application to various alloys and intermetallics, *Wear* 181 - 183, 1995, 500 - 510.
105. A.Magnée, Alefort i inni, Wear resistance of the Fe - Al intermetallic compounds alloy, Proc. 6 th Japan Institute of Metals Int. Symp. on Intermetallic Compounds, Senday, Japan Institute of Metals, Senday, 1991, 725 - 729.
106. W.P.Dong, K.J.Stout, An integrated approach to the characterisation of surface wear. I: Qualitative characterisation, *Wear* 181 - 183, 1995, 700 - 716.
107. G.Sundararajan, The differential effect of the hardness of metallic materials on their erosion and abrasion resistance, *Wear* 162 - 164, 1993, 773 - 781.
108. I.R.Sare, B.A.Arnold, *Wear* 131, 1989, 15 - 38.
109. J.W.Edington, I.G.Wright, *Wear* 48, 1978, 131.
110. W.R.Thorpe, B.Chicco, *Mater. Sci. Engng* 51, 1981, 11.
111. A.Inoue, T.Masumoto, *Metall. Trans.* 11A, 1980, 739.
112. I.M.Hutchings, *Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials*, Edward Arnold, London, 1992.
113. R.J.Borges, Corrosion and abrasion resistant alloys, European Patent EP0323894, 2 January 1989.
114. H.C.Meng, K.C.Ludema, Wear models and predictive equations: their form and content, *Wear* 181 - 183, 1995, 443 - 457.
115. I.Finne, Erosion of surface by solid particles, *Wear* 3, 1960, 87 - 103.
116. J.G.A.Bitter, A study of erosion phenomena, part I i II, *Wear* 6, 1963, 5, 169.
117. G.L.Sheldon, I.Finnie, The mechanism of material removal in the erosive cutting of brittle materials, *J.Eng.Ind.*, 88, 1966, 393.
118. J.H.Neilson, A.Gilchrist, Erosion by a stream of solid particles, 1968, 111.
119. J.E.Goodwin, W.Sage, G.P.Tilly, Study of erosion by solid particles, *Proc. Inst. Mech.*, 184 (15), part I, 1969 - 1970, 279.
120. W.J.Head, M.E.Harr, The development of a model to predict the erosion of material by natural contaminants, *Wear* 15, 1970, 1.
121. G.L.Sheldon, Similarities and differences in the erosion behaviour of materials, *J. Basic Eng.*, 89, 1970, 619.
122. I.Finnie, Some observations on the erosion of ductile metals, *Wear* 19, 1972.
123. G.P.Tilly, A two stage mechanism of ductile erosion, *Wear* 23, 1973, 87.
124. W.J.Head, L.D.Lineback, C.R.Manning, Modification and extension of a model for predicting the erosion of ductile materials, *Wear* 23, 1973, 87.

125. G. Grand, W. Tabakoff, An experimental investigation of the erosion characteristics of 2024 aluminium alloy, Department of Aerospace Engineering Tech. Rep. 1973, 73 - 37, (University of Cincinnati).
126. J.H. Williams Jr., E.K. Lau, Solid particle erosion of graphite - epoxy composites, *Wear* 29, 1974 219.
127. W.H. Jennings, W.J. Head, C.R. Manning Jr., A mechanistic model for the predicting of ductile erosion, *Wear* 40, 1976, 93.
128. I.M. Hutchings, R.E. Winter, J.E. Field, Solid particle erosion of metals: the removal of surface material by spherical projectiles, *Proc. R. Soc. Lond. A*, 348, 1976, 379 - 392.
129. A.G. Evans, M.E. Gulden, M. Rosenblatt, Impact damage in brittle materials in elastic - plastic response regime, *Proc. R. Soc. Lond. A*, 361, 1978, 343 - 365.
130. A.G. Evans, Impact damage mechanics: solid projectiles, in C.M. Preece (ed.), *Treatise on Material Science and Technology*, Vol. 16, Erosion, Academic, New York, 1979, 1.
131. A.W. Ruff, S.M. Wiederhorn, Erosion by solid particle impact in C.M. Preece (ed.), *Treatise on Material Science and Technology*, Vol. 16, Erosion, Academic, New York, 1979, 69.
132. J.L. Routbort, R.O. Scattergood, A.P.L. Turner, The erosion of reaction - bonded SiC, *Wear* 59, 198), 363 - 375.
133. J.L. Routbort, R.O. Scattergood, E.E. Kay, Erosion of silicon single crystals, *J. Am. Ceram. Soc.* 63, (11), 1980, 635.
134. I.M. Hutchings, A model for erosion of metals by spherical particles at normal incidence, *Wear* 79, 1981, 269 - 281.
135. G. Sundararajan, P.G. Shewmon, A new model for the erosion of metals at normal incidence, *Wear* 84, 1983, 237 - 258.
136. G. Beckmann, J. Gotzmann, Analytical model of blast wear intensity of metals based on general arrangement for abrasive wear, *Wear* 73, 1981, 325 - 353.
137. S.M. Wiederhorn, B.J. Hockey, Effect of materials parameter on the erosion resistance of brittle materials, *J. Mater. Sci.* 18, 198), 766 - 780.
138. J.E. Ritter, Erosion damage in structural ceramics, *Mater. Sci. Eng.* 71, (1985), 195 - 207.
139. A.V. Reddy, G. Sundararajan, Erosion behaviour of ductile materials with a spherical non friable erodent, *Wear* 111, 1986, 313 - 323.
140. S. Johansson, F. Ericson, J. Schweitz, Solid particle erosion - a statistical method for evaluation of strength properties of semiconducting materials, *Wear* 115, 1987, 107 - 120.
141. C. Lhymn, P. Wapner, Slurry erosion of polyphenylene sulfide - glass fiber composites, *Wear* 119, 1987, 1 - 12.
142. S. Jura, A. Studnicki, Staliwo niskostopowe odporne na zużycie erozyjne, GRE, materiały konferencyjne Bielsko - Biała 1988, 201 - 219.
143. I. Fine, Some reflection on the past and future of erosion, *Wear* 186 - 187, 1995, 1 - 10.
144. R.A. Mayville, Mechanism of material removal in the solid particle erosion of ductile metals, M.S. Thesis in Mechanical Engineering, University of California, Berkley, CA, 1978.
145. A. Misra, I. Finnie, On the size effect in abrasive and erosive wear, *Wear* 65, 1981, 359 - 373.
146. G.L. Sheldon, I. Finnie, On the ductile behaviour of nominally brittle materials during erosive cutting, *Trans. ASME*, 88B, 1966, 137 - 392.
147. A. Magnée, Modelization of damage by abrasion, *Wear* 162 - 164, 1993, 848 - 855.
148. A. Sandt, Verkschleißverhalten thermisch gespritzter Mo- und WC / Co - Schichten bei gleitender und abrasiver Beanspruchung, *Metall* 27, 1984, 241 - 248.
149. St. Jura, Zużycie erozyjne stopów jedno i wielofazowych, GRE 2, materiały konferencyjne, Bielsko - Biała 1988, 201 - 209.

150. M.Wysiecki, Wpływ składu chemicznego i budowy strukturalnej na właściwości użytkowe brązów aluminiowych wieloskładnikowych, Zeszyty Naukowe Politechniki Szczecińskiej, Szczecin 1976.
151. M.Wysiecki, Komputerowe programowanie składu chemicznego i właściwości mechanicznych stopów wieloskładnikowych, TMiA, Zeszyt 12, Poznań - Szczecin 1993, 63 - 75.
152. A.Levy, Y-F.Man, Elevated temperature erosion of 9Cr1Mo steel, Metal Handbook Ninth Edition, Vol. 1, Ohio 1986, 731 - 749.
153. Y.Shido, N.Otsuka, H.Fujikawa, Influence of particle properties on the solid, Metal Handbook Ninth Edition, Vol. 1, Ohio 1986, 769 - 780.
154. A.Bielat, Cz.Podrzucki, Identyfikacja faz strukturalnych podeutektycznego żeliwa wysokochromowego, Metalurgia 32, Ossolineum Kraków 1984, 55 - 94.
155. K.Mańczak, Technika planowania eksperymentu, WNT, Warszawa 1976.
156. P.Lichteneger, R.Blöch, Selektive Anätzung von Carbiden in Stählen mit Potentiostaten, Arch. F.d. Eisenhüttenwesen 42, 1971, nr 11, 795 - 798.
157. J.Karp, I.Pofelska, Rentgenowska ilościowa analiza, Hutnik 46, 1979.
158. Z.Bojarski, E.Łagiewska, Materiały do ćwiczeń rentgenowskiej analizy strukturalnej, Uniwersytet Śląski, skrypt uczelniany.
159. PC - ADD - 3.5 B - Instrukcja fabryczna.
160. J.Ajdin, H-E.Bühler, A.Rachmel, Arch. Eisenhüttenwes. 10, 1983, 421.
161. K.Bakinowska i inni, Pomiary cieplne, Tom 1, WNT, Warszawa 1993.
162. A.Drotlew, P.Gutowski, Moduł Young'a w funkcji składu chemicznego i temperatury na bazie Fe - Cr - C, Mat. XIII Konf. Metaloznawczej, Nowoczesne Materiały i Technologie, Komitet Metalurgiczny PAN, Warszawa - Popowo, wrzesień 1992, 192 - 193.
163. A.Kagawa, T.Okamoto, S.Goda, J.Mater. Sc. 22, 1987, 4165.
164. I.G.Wright, D.K.Shetty, A.H.Clauer, Selection of cermets and ceramics for erosion resistance in coal - derived slurries, Metal Handbook Ninth Edition, Vol. 1, Ohio 1986, 791 - 807.
165. W.Tabakoff, Erosion study of high temperature metals used in turbomachinery, Metal Handbook Ninth Edition, Vol. 1, Ohio 1986, 809 - 823.
166. T.Tiainen, P.Siitonen, P.Kettunen, Simulation of the erosion and corrosion of materials in fluidized bed combustors, Metal Handbook Ninth Edition, Vol. 1, Ohio 1986, 781 - 790.
167. J.Kaczmarek, J.Sikora, Cz.Czyżewicz, Zasady i wyniki strumieniowo - ściernego czyszczenia odlewów oraz powierzchni pokrytych zendrą, Międzynarodowa Konferencja Naukowa pt.: Obróbka powierzchniowa wyrobów ze stopów żelaza - procesy czyszczenia i ulepszenia, Katowice - Jaszowiec, marzec 1972, 106 - 132.
168. A.Drotlew, Próba zastosowania teorii Bittera do opisu zużycia erozyjnego ferrytycznych stopów Fe-Cr-C w temp. 450°C, Archiwum Technologii Maszyn i Automatyzacji, Kom. Budowy Maszyn PAN Oddz. w Poznaniu, Poznań-Szczecin 1995, z.14, 33 - 42.
169. A.Drotlew, P.Christodoulu, V.Gutowski, Erosion of ferritic Fe-C-C cast alloys at elevated temperatures, Wear 211, 1997, 120 - 128.
170. P.Christodoulu, A.Drotlew, V.Gutowski, The effect of carbon, chromium and silicon content on wear resistance of ferritic Fe-C-C cast alloys, Wear 211, 1997, 129 - 133.
171. A.Drotlew, P.Christodoulu, V.Gutowski, Abrasive wear of white cast irons at elevated temperatures, Conf. of 13th Proc. Microscopy Bridging the Sciences, Materials - Enabling Technology, Australian Society for Electron Microscopy Inc., Australia, Queensland, 1994.
172. M.Garbiak, A.Drotlew, M.Wysiecki, Struktura białych żeliw chromowych w stanie lanym i wyżarzonym, Mater.Konf. Nowe Materiały i Technologie w Przemysle Okrętowym i Maszynowym, Szczecin - Świnoujście, 1998, Tom I, 63 - 68.

173. A.Drotlew, Zużycie erozyjne ferrytycznych żeliw wysokochromowych w temperaturze 450°C jako funkcja twardości stopów i kąta padania ścierniwa, Mater. Konfer. Forum Materiałoznawstwa Energetycznego, Kraków listopad 1993, referat 58.
174. A.Drotlew, M.Garbiak, Ścierne zużycie erozyjne ferrytycznych żeliw wysokochromowych w temperaturze 450°C jako funkcja składu chemicznego i kąta padania ścierniwa, Krzepnięcie Metali i Stopów, PAN Oddz. Katowice, 1995, z.24, s.31-36.
175. A.Drotlew, M.Garbiak, Abrasive wear of high chromium ferritic cast iron at 450°C as a function of carbides amount and size, Proc. of 14th Intern. Science Conf., Advanced Materials and technologies, Komitet Metalurgii i Inżynierii Materiałowej PAN, Gliwice-Zakopane, maj 1995, Papers volume, s.111-118.
176. M.Bohatyrewicz, Sprawozdanie z pracy badawczej pt.Wykonanie i badania zawirowywaczy do bloków energetycznych, Politechnika Szczecińska, 1980, (praca nie publikowana).
177. A.Drotlew, M.Garbiak, Influence of chemical composition of Fe-Cr-C alloys on the change of matrix microhardness due to abrasion, Euromat 98, Lisbon, Portugal 22 - 24 July 1998, Vol II, 211 - 216.
178. A.Drotlew, M.Garbiak, Cracking behaviour of carbides in erosion wear, nr 38, 1998, PAN - Katowice, 195 - 200.
179. A.Drotlew, Effect of C and Cr on the matrix and carbides abrasive wear, Euromat 97, Maastricht 21 - 23 April 1997, Vol.1, 1/63 - 1/67.
180. W.Pastusiak, Elementy analizy błędu doświadczalnego, Politechnika Szczecińska, Szczecin 1991.
181. W.Krysicki i inni, Rachunek prawdopodobieństwa i statystyka matematyczna w zadaniach, część II Statystyka Matematyczna, PWN, Warszawa 1998.

- N_v – liczba cząstek przypadająca na jednostkę objętości stopu, [mm⁻³]
- r – promień kuli opisanej na cząstce, [mm]
- R – energia potrzebna do znakowania jednostki objętości materiału, [J/m³]
- R_s – współczynnik korekcyjny
- S – odchylenie standardowe wartości funkcji
- S_r – odchylenie standardowe składnika resztowego
- S_v – powierzchnia cząstek przypadająca na jednostkę objętości stopu (powierzchnia właściwa rzdziła), [mm²/mm³]
- T – temperatura procesu
- T_L – temperatura likwidacji
- T_S – temperatura solidus
- T_K – temperatura końca krzepnięcia
- u – prędkość strumienia, [m/s]
- V, v – prędkość cząstek, [m/s]
- V_v – objętość cząstek przypadająca na jednostkę objętości stopu, [mm³/mm³]
- W_{Burr} – obliczona z zależności Burr'a wartość zużycia przy kącie padania ścierniwa α_s
- W_{pauzet} – wartość potłusztowa zużycia przy kącie padania ścierniwa α_s
- W_1 – składowa zużycia pochodząca od abrazyj (makroskrawania) w zakresie do d_0 , [m³]
- W_2 – składowa zużycia pochodząca od abrazyj (makroskrawania) powyżej d_0 , [m³]
- W_3 – składowa zużycia pochodząca od znieczyszczenia powierzchniowego, [m³]
- x – wartość rzeczywista zmiennej niezależnej
- x_0 – wartość teoretyczną dla zmiennej niezależnej
- y – granica sprężystości dynamicznej, [MPa]
- Z_1 – zużycie sumaryczne w zakresie do d_0 , [m³]
- Z_2 – zużycie sumaryczne powyżej d_0 , [m³]
- Z_3 – zużycie sumaryczne dla $\alpha = 90^\circ$, [m³]

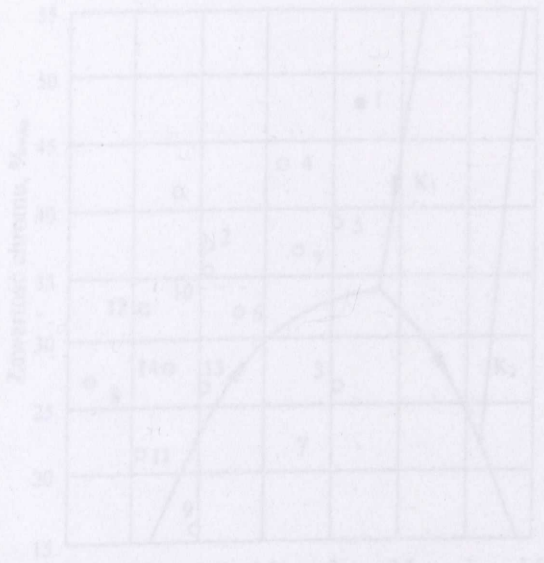
13. INDEKS OZNACZEŃ

- a – wielkość parametru sieciowego, [\AA]
 C_0 – współczynnik oporu kształtu,
 \bar{d} – średnia wielkość węglików mierzona średnią cięciwą na zgładzie, [μm]
 D – „gęstość” umowna materiału ścierającego, [Nm^2/s^4]
 D_k – wielkość krystalitów, [\AA]
 e – zniekształcenie sieci krystalicznej,
 e_r – stosunek prędkości cząstki v do prędkości strumienia wymuszającego ruch u ,
 E – energia potrzebna do wykruszenia jednostki objętości materiału, [J/m^3]
 E_1, E_2 – moduł Young’a materiału ścieranego i ścierającego, [MPa]
 F – wartość testu F-Snedecora,
 F_i – wartość testu Fischer’a,
 $\text{HV}50$ – twardość stopów mierzona metodą Vickers’a,
 $\text{HV}50_{\text{fer}}$ – twardość stopów o ferrytycznej strukturze osnowy w stanie surowym (stan lany),
 $\text{HV}50_w$ – twardość stopów w stanie wyżarzonym,
 l_i – długość cięciwy wydzielenia węglkowego na zgładzie, [μm]
 L_Z – długości rury rozpędowej, [m]
 M – całkowita masa cząstek, [kg]
 n – ilość punktów pomiarowych,
 N_A – ilość przekrojów cząstek przypadająca na jednostkę powierzchni zgładu, [mm^{-2}]
 N_I – częstość występowania wymiaru cięciwy w określonym przedziale (klasie) wielkości na 1000 wydzieleni,
 N_V – liczba cząstek przypadająca na jednostkę objętości stopu, [mm^{-3}]
 r – promień kuli opisanej na cząstce, [mm]
 R – energia potrzebna do zeskrawania jednostki objętości materiału, [J/m^3]
 R_k – współczynnik korelacji,
 S – odchylenie standardowe wartości funkcji,
 S_r – odchylenie standardowe składnika resztowego,
 S_V – powierzchnia cząstek przypadająca na jednostkę objętości stopu (powierzchnia właściwa rozdziału), [mm^2/mm^3]
 T – temperatura procesu,
 T_L – temperatura likwidus,
 T_S – temperatura solidus,
 T_K – temperatura końca krzepnięcia,
 u – prędkość strumienia, [m/s]
 V, v – prędkość cząstek, [m/s]
 V_V – objętość cząstek przypadająca na jednostkę objętości stopu, [mm^3/mm^3]
 $W_{\text{Bitter}\alpha_i}$ – obliczona z zależności Bitter’a wartość zużycia przy kącie padania ścierniwa α_i ,
 $W_{\text{pomiar}\alpha_i}$ – wartość pomiarowa zużycia przy kącie padania ścierniwa α_i ,
 W_1 – składowa zużycia pochodząca od abrazyj (mikroskrawania) w zakresie do α_0 , [m^3]
 W_2 – składowa zużycia pochodząca od abrazyj (mikroskrawania) powyżej α_0 , [m^3]
 W_3 – składowa zużycia pochodząca od zmęczenia powierzchniowego, [m^3]
 x – wartość rzeczywista zmiennej niezależnej,
 x_i – wartość standaryzowana zmiennej niezależnej,
 y – granica sprężystości dynamicznej, [MPa]
 Z_1 – zużycie sumaryczne w zakresie do α_0 , [m^3]
 Z_2 – zużycie sumaryczne powyżej α_0 , [m^3]
 Z_3 – zużycie sumaryczne dla $\alpha \approx 90^\circ$, [m^3]

$\%K$	– udział węglików, %
$\%K_s$	– zawartość fazy węglikowej w stopach surowych (stan lany), %
$\%K_w$	– zawartość fazy węglikowej w stopach po wyżarzaniu, %
$\%Fe_w$	– zawartość żelaza w węglikach, %
$\%Cr_w$	– zawartość chromu w węglikach, %
$\%Si_w$	– zawartość krzemu w węglikach, %
α	– kąt padania cząstek ścierniwa,
α_0	– graniczny kąt padania ścierniwa,
δ	– błąd bezwzględny,
δ_w	– błąd względny,
$\Delta a/a$	– zniekształcenia sieciowe drugiego rodzaju, %
Δl_p	– przyrost wydłużenia poprzecznego,
$\Delta l_w, \Delta \epsilon$	– przyrost wydłużenia względnego,
$\Delta \sigma$	– przyrost naprężenia, [MPa]
μHV	– mikrotwardość (twardość jednoziarnowa) mierzona metodą Vickers'a,
μ_1, μ_2	– współczynnik Poisson'a materiału ścieranego i ścierającego,
ϑ	– średni błąd względny,
ρ	– gęstość stopów, [g/cm ³]
ρ_b	– błąd średni prawdopodobny,
ρ_p	– gęstość płynu strumienia, [g/cm ³]
ρ_z	– gęstość cząstki, [g/cm ³]
σ	– odchylenie standardowe,
τ_{AE}	– czas stygnięcia [s],
τ_{AH}	– całkowity czas krzepnięcia [s],
τ_E	– czas krzepnięcia eutektyki [s],

STOP NR 1

STAN SPŁAWIENY



14. ALBUM STRUKTUR I WŁAŚCIWOŚCI STOPÓW

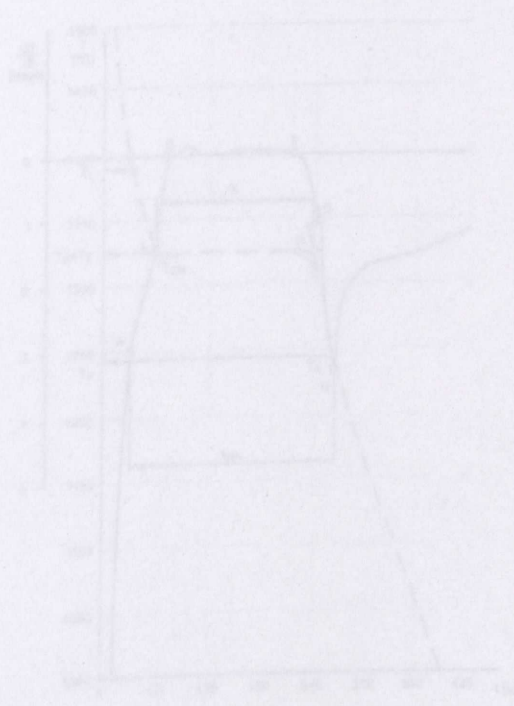
STAN WYCIEKNIENY



SKŁAD CHEMICZNY [%mas]

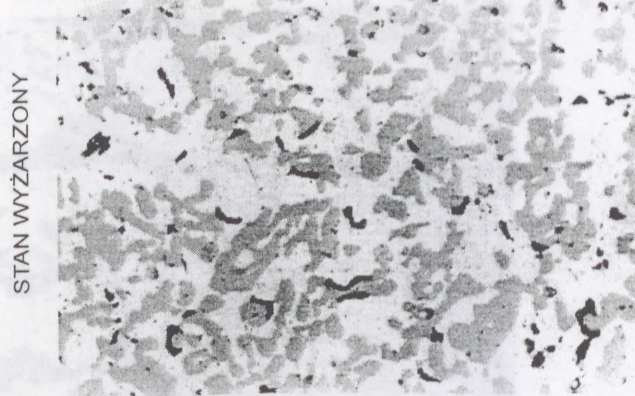
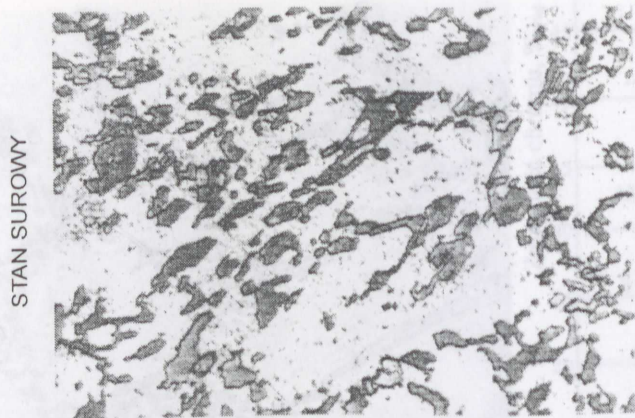
C	2.21
Si	0.36
Mn	0.01
Cr	47.4

$T_f = 1308^\circ\text{C}$
 $T_c = 1325^\circ\text{C}$

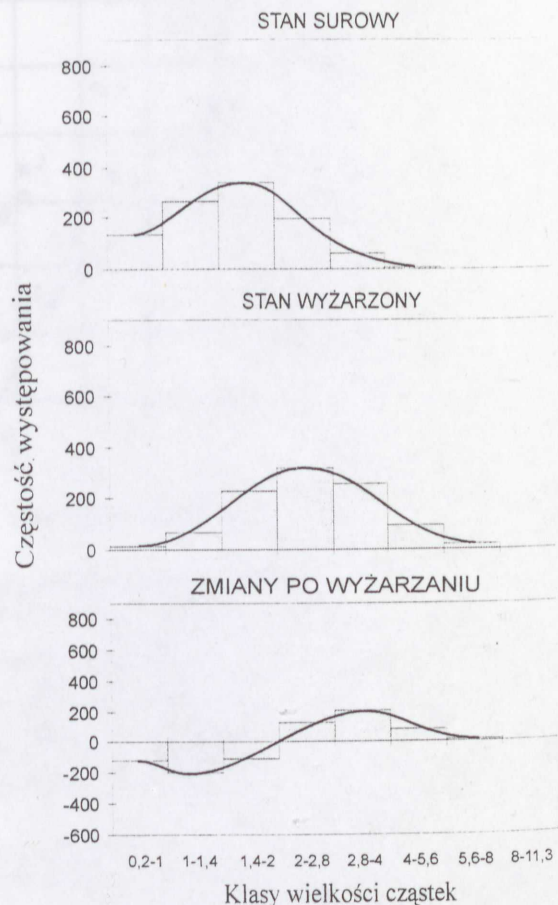


ANALIZA TERMOGRAFICZNO-DERIWACYJNA

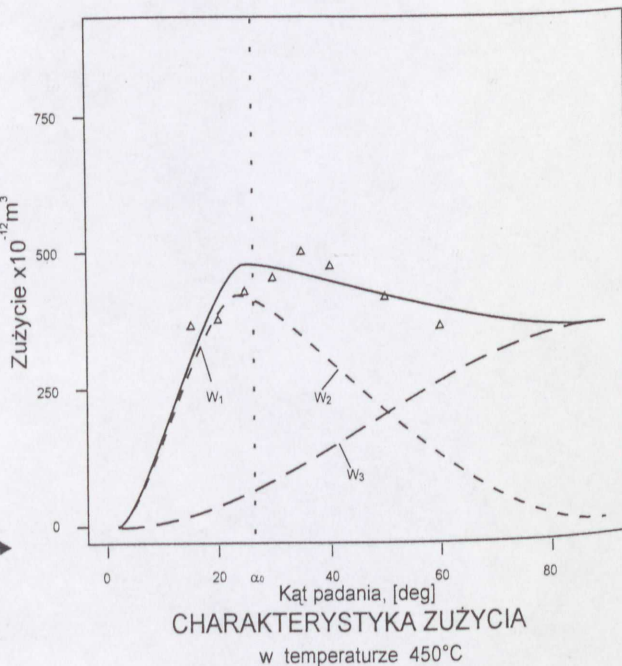
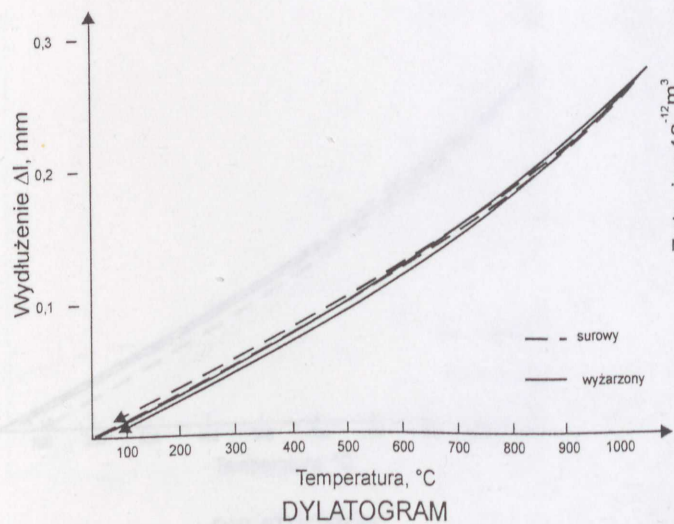
STOP NR 1



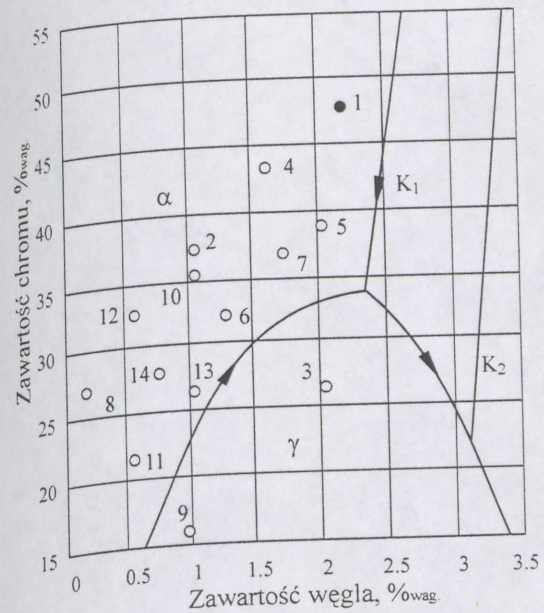
MIKROSTRUKTURA



ZMIANA ROZKŁADU WIELKOŚCI WĘGLIKÓW



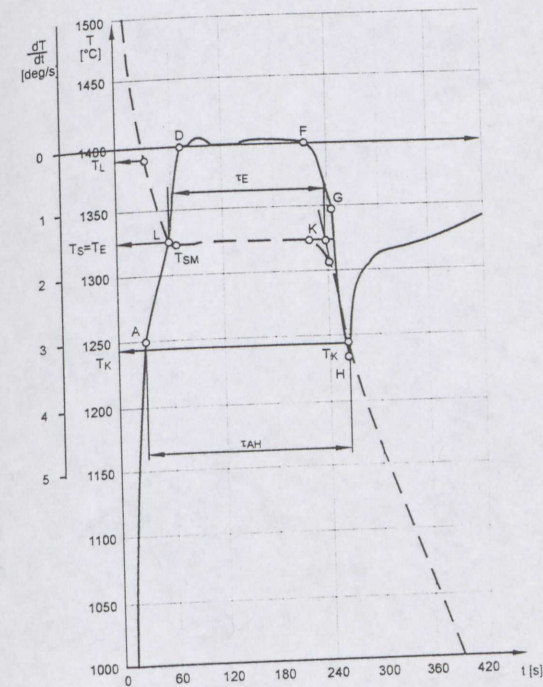
Surowy	Wyżarzony
Budowa fazowa	
feryt M_7C_3	feryt $M_{23}C_6$
Udział procentowy węglików	
36.8	50.2
Średnia cięciwa wydzielenia [10^{-5} mm]	
155	245
Twardość stopu	
447	430
Mikrotwardość osnowy	
250	313
Gęstość, [g/cm^3]	
7.298	
Współczynnik Poissona	
0.273	
Moduł Younga	
20°C	2.556
150°C	2.282
300°C	2.202
450°C	1.975
600°C	1.869



SKŁAD CHEMICZNY [%wag.]

C	2.21
Si	0.36
Mn	0.01
Cr	47.4

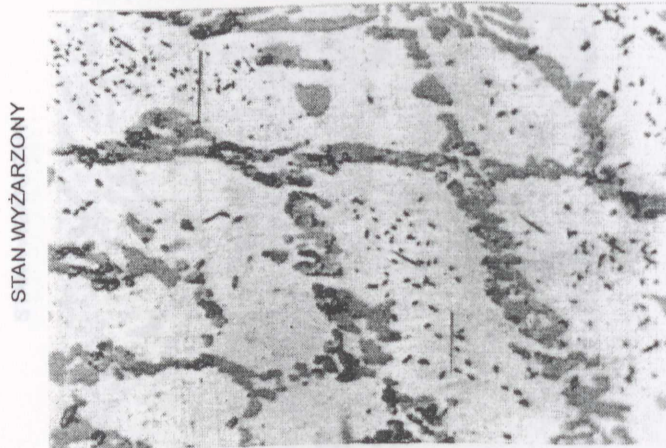
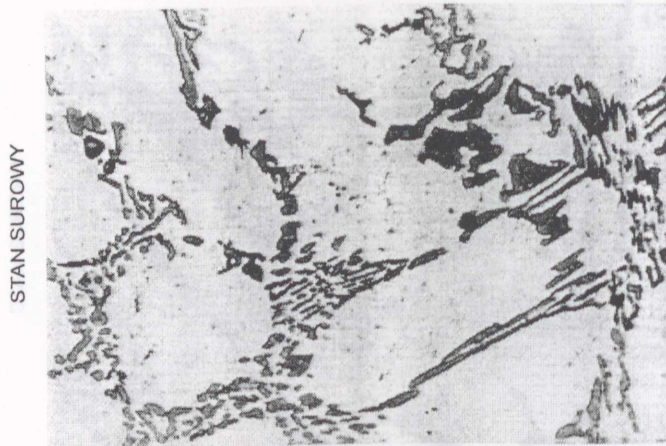
$T_L = 1395^\circ\text{C}$
 $T_S = 1325^\circ\text{C}$



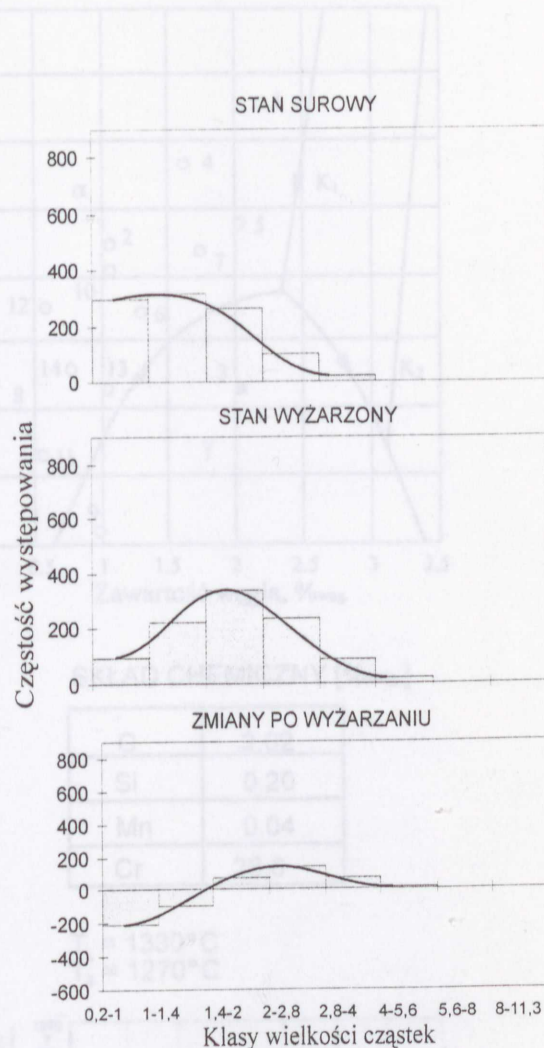
ANALIZA TERMICZNO - DERIWACYJNA



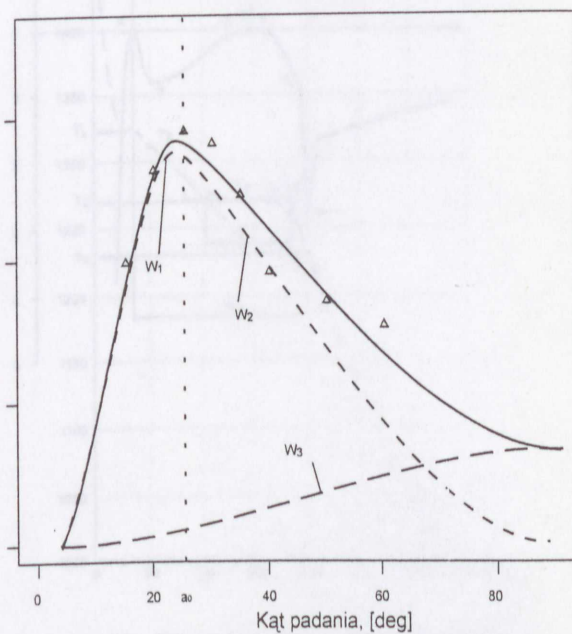
STOP NR 2



MIKROSTRUKTURA

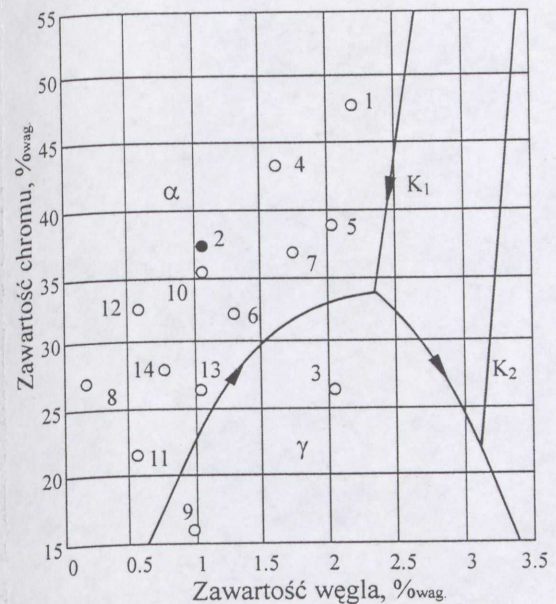


ZMIANA ROZKŁADU WIELKOŚCI WĘGLIKÓW



CHARAKTERYSTYKA ZUŻYCIA w temperaturze 450°C

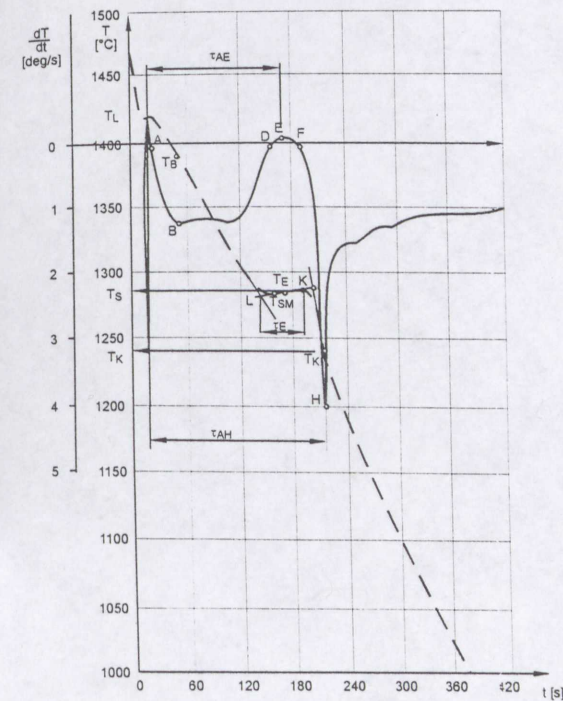
Surowy	Wyzarzony
Budowa fazowa	
feryt M_7C_3	feryt $M_{23}C_6$
Udział procentowy węglików	
23.7	29.2
Średnia cięciwa wydzielenia [$10^{-5}mm$]	
125	171
Twardość stopu	
275	336
Mikrotwardość osnowy	
204	198
Gęstość, [g/cm^3]	
7.475	
Współczynnik Poissona	
0.276	
Moduł Younga	
20°C	2.281
150°C	2.295
300°C	2.073
450°C	1.932
600°C	1.651



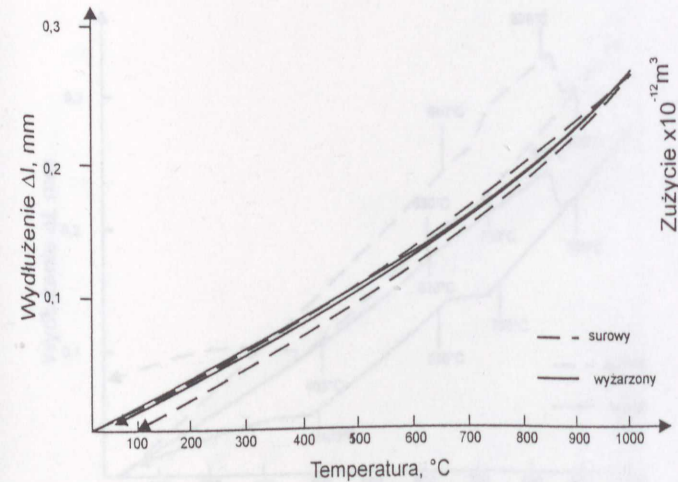
SKŁAD CHEMICZNY [%owag.]

C	1.02
Si	0.47
Mn	0.03
Cr	37.0

$T_L = 1425^\circ C$
 $T_s = 1290^\circ C$



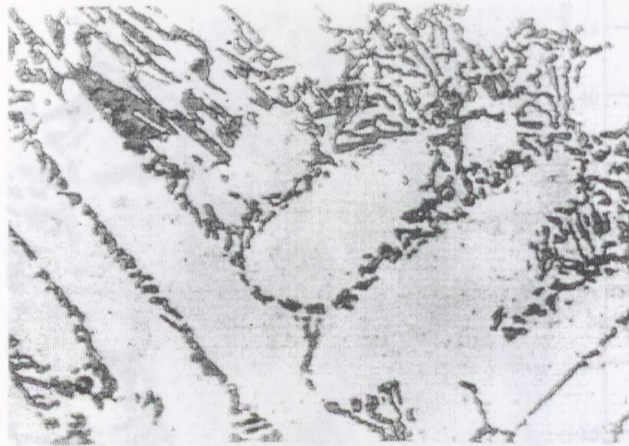
ANALIZA TERMICZNO - DERIWACYJNA



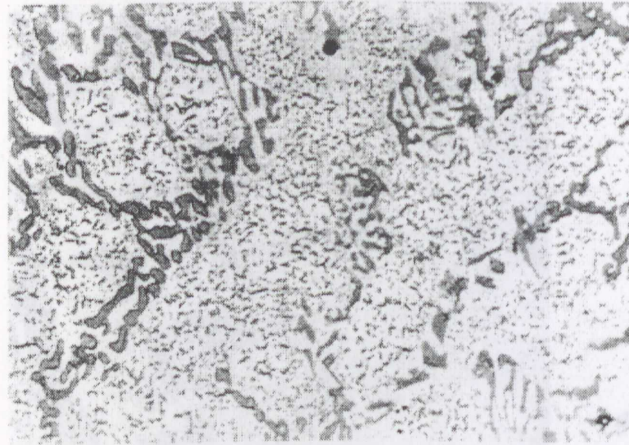
DYLATOGRAM

STOP NR 3

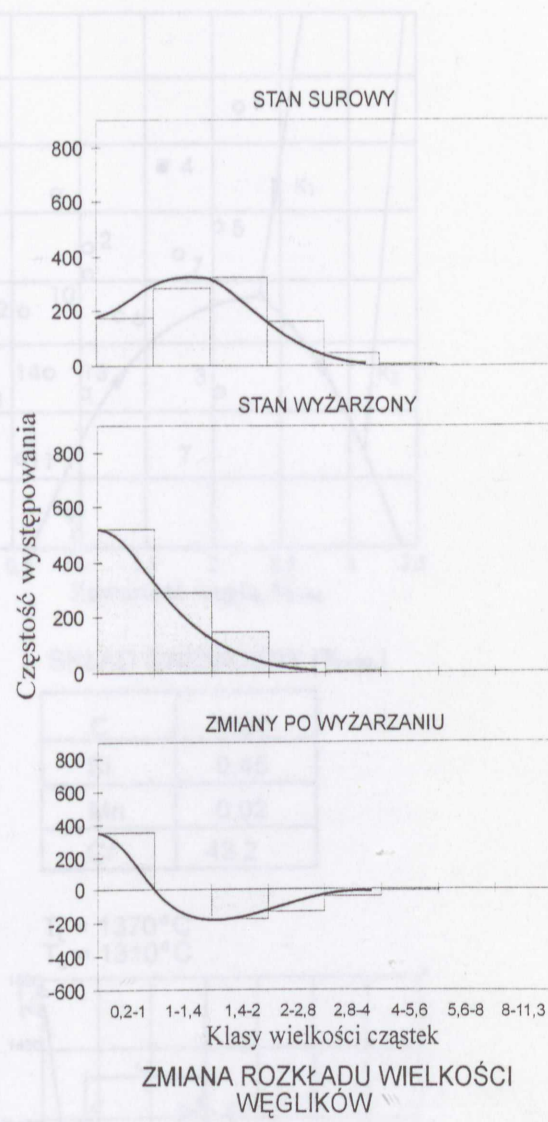
STAN SUROWY



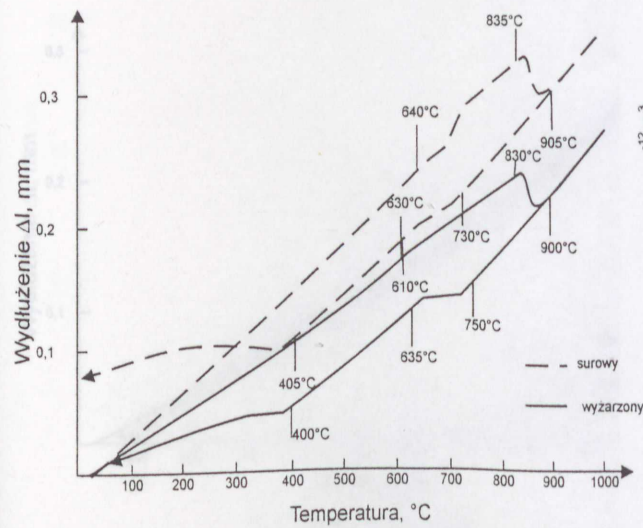
STAN WYZARZONY



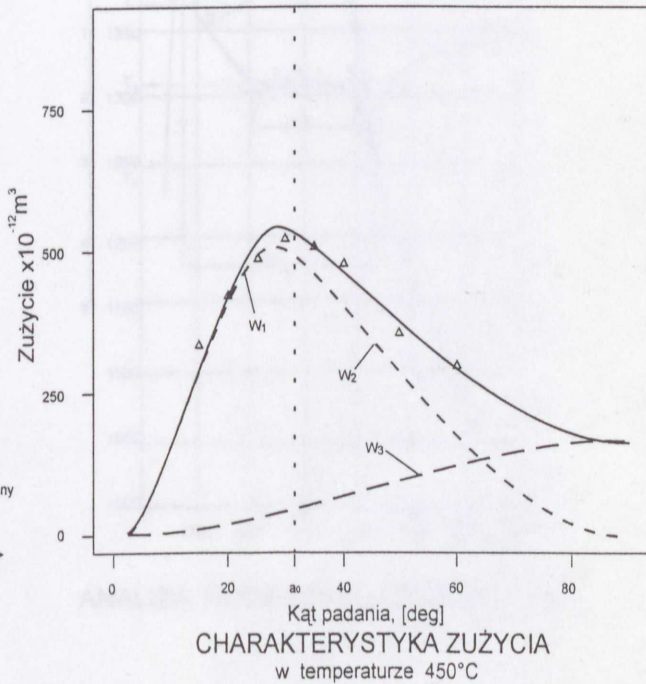
MIKROSTRUKTURA



ZMIANA ROZKŁADU WIELKOŚCI WĘGLIKÓW

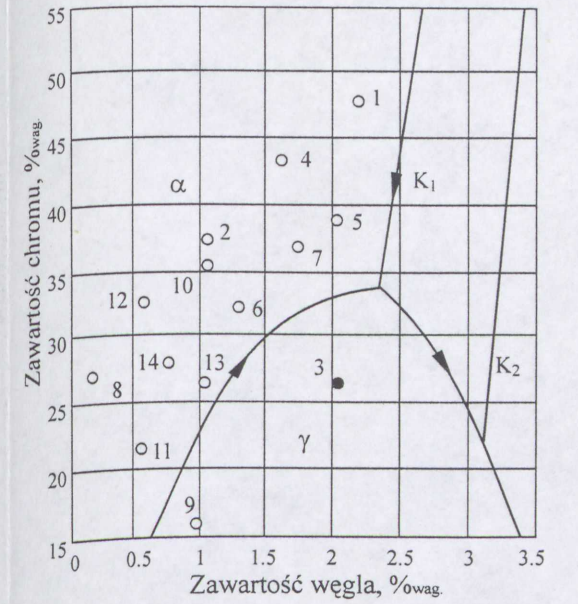


DYLATOGRAM



CHARAKTERYSTYKA ZUŻYCIA w temperaturze 450°C

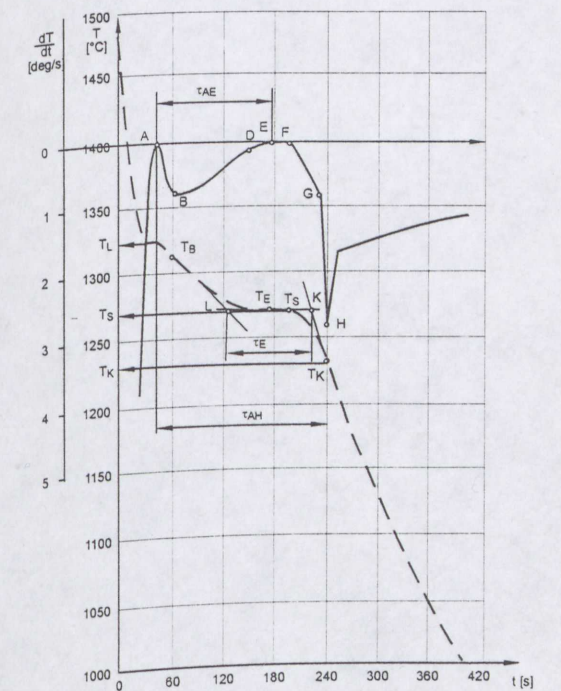
Surowy		Wyzarzony	
Budowa fazowa			
feryt austenit M_7C_3 $M_{23}C_8$		feryt $M_{23}C_8$	
Udział procentowy węglików			
27.7		45.6	
Średnia cięciwa wydzielenia [$10^{-5}mm$]			
146		98	
Twardość stopu			
451		429	
Mikrotwardość osnowy			
377		243	
Gęstość, [g/cm^3]			
		7.566	
Współczynnik Poissona			
		0.334	
Moduł Younga			
20°C		2.315	
150°C		2.185	
300°C		2.865	
450°C		1.598	
600°C		1.307	



SKŁAD CHEMICZNY [%wag.]

C	2.02
Si	0.20
Mn	0.04
Cr	26.6

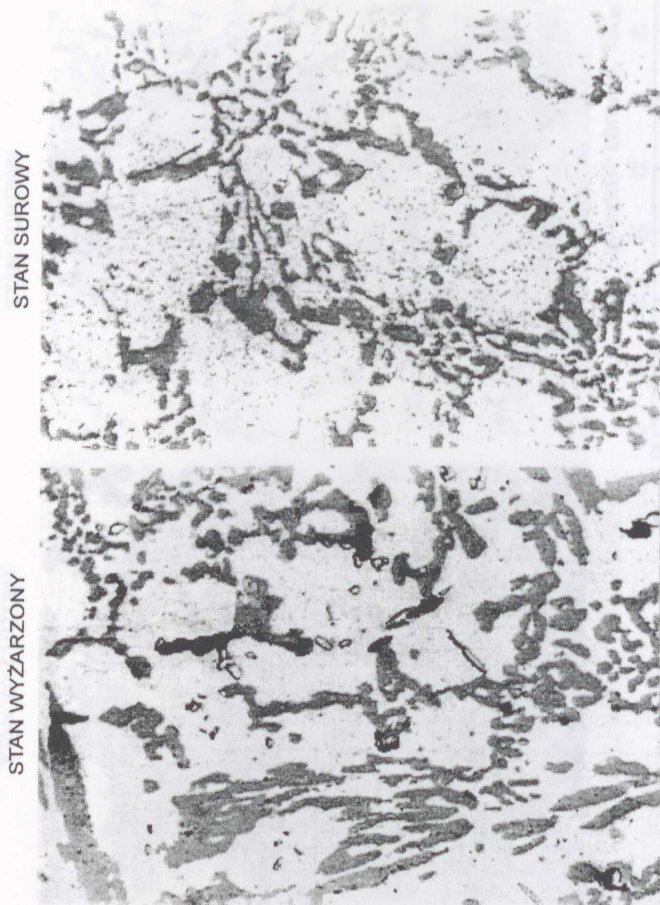
$T_L = 1330^\circ C$
 $T_s = 1270^\circ C$



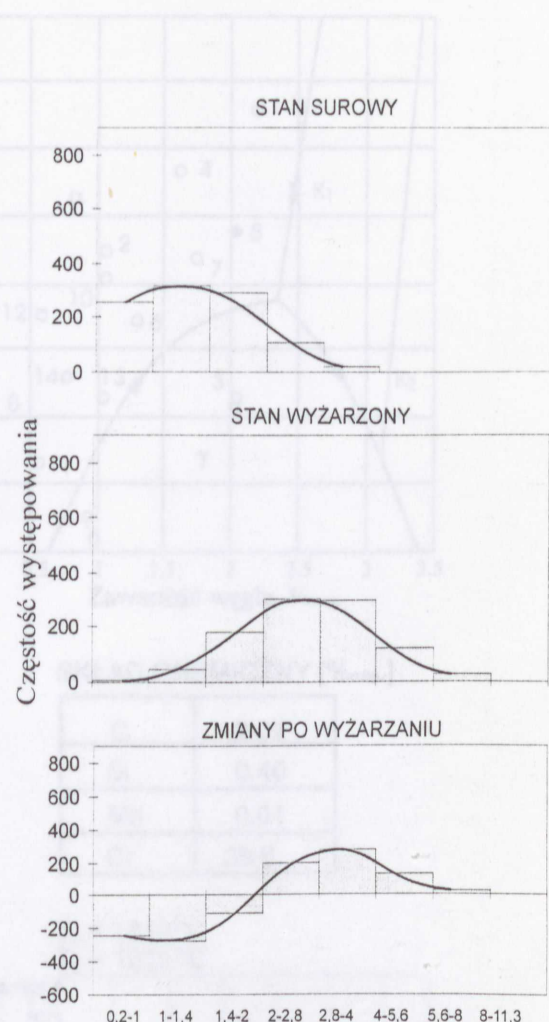
ANALIZA TERMICZNO - DERIWACYJNA



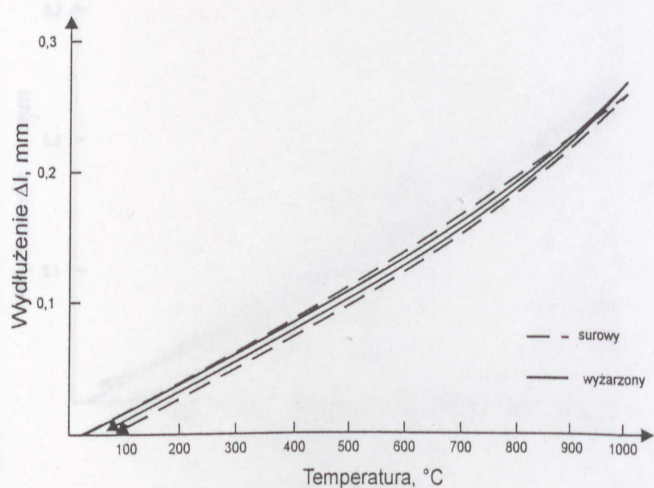
STOP NR 4



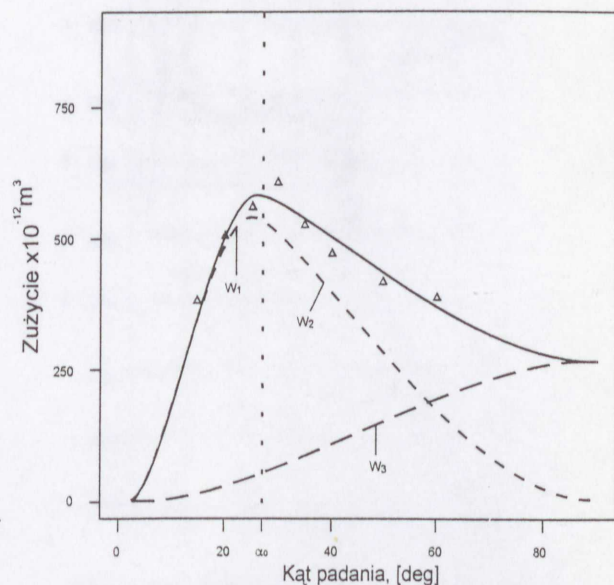
MIKROSTRUKTURA



ZMIANA ROZKŁADU WIELKOŚCI WĘGLIKÓW

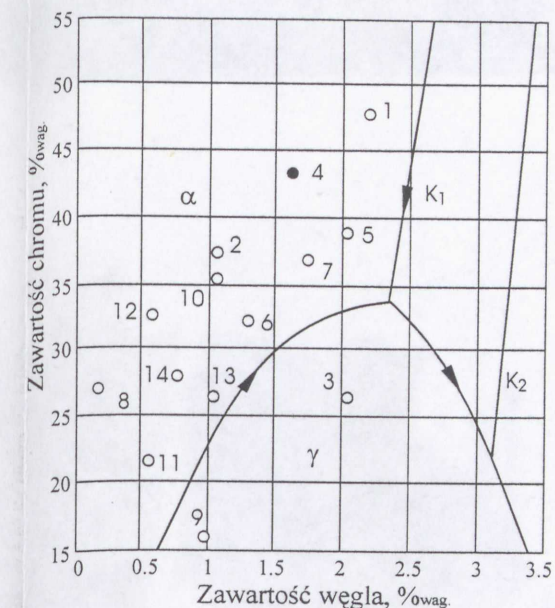


DYLATOGRAM



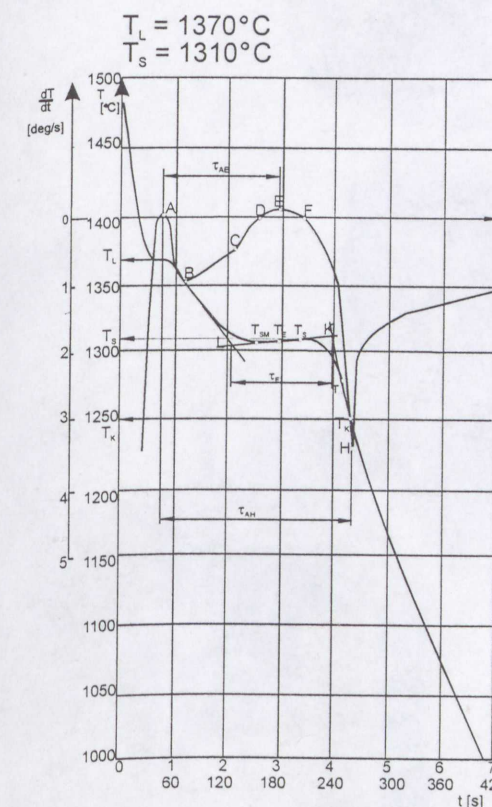
CHARAKTERYSTYKA ZUŻYCIA w temperaturze 450°C

Surowy	Wyzarzony
Budowa fazowa	
feryt austenit M_7C_3	feryt $M_{23}C_6$
Udział procentowy węglików	
30.3	42.3
Średnia cięciwa wydzielenia [$10^{-5}mm$]	
128	268
Twardość stopu	
319	418
Mikrotwardość osnowy	
221	252
Gęstość, [g/cm^3]	
7.410	
Współczynnik Poissona	
0.269	
Moduł Younga	
20°C	2.415
150°C	2.397
300°C	2.319
450°C	1.039
600°C	1.829



SKŁAD CHEMICZNY [%owag.]

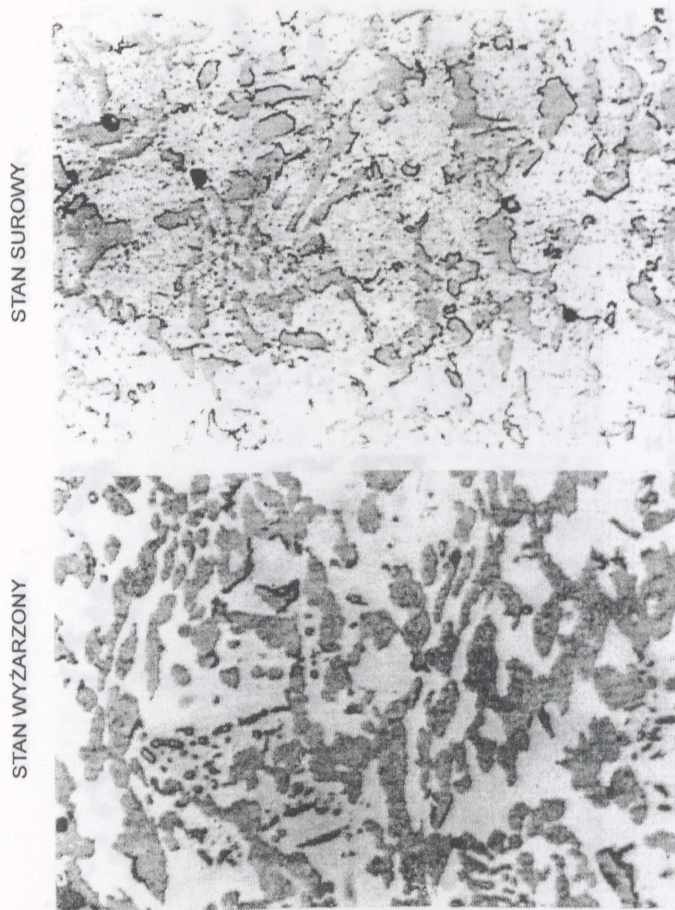
C	1.64
Si	0.45
Mn	0.02
Cr	43.2



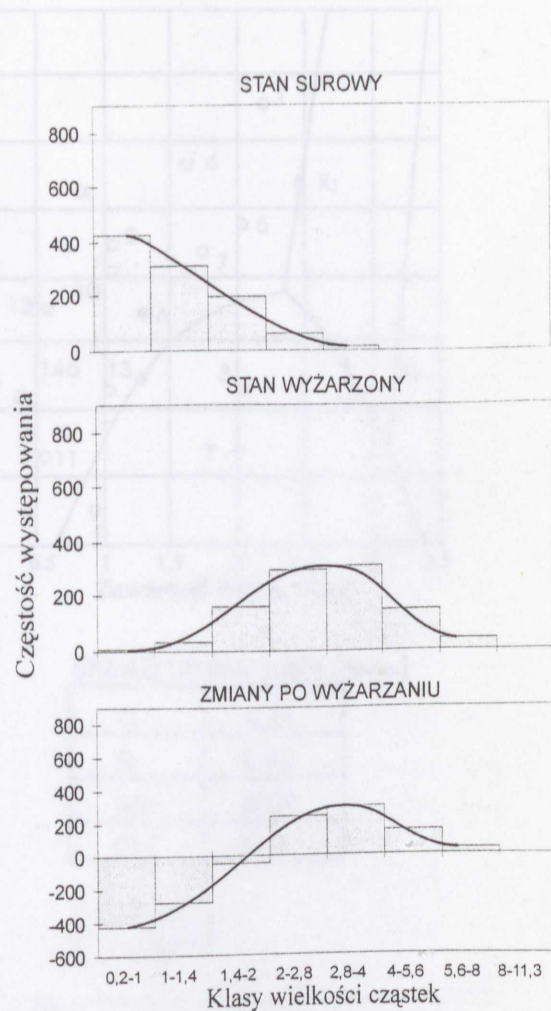
ANALIZA TERMICZNO - DERIWACYJNA



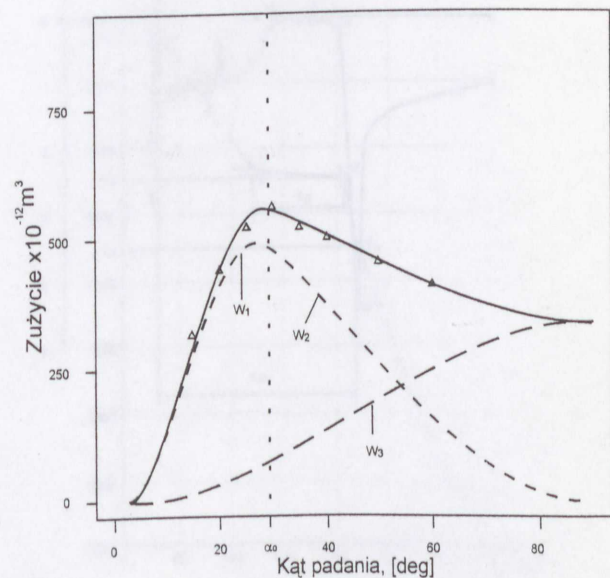
STOP NR 5



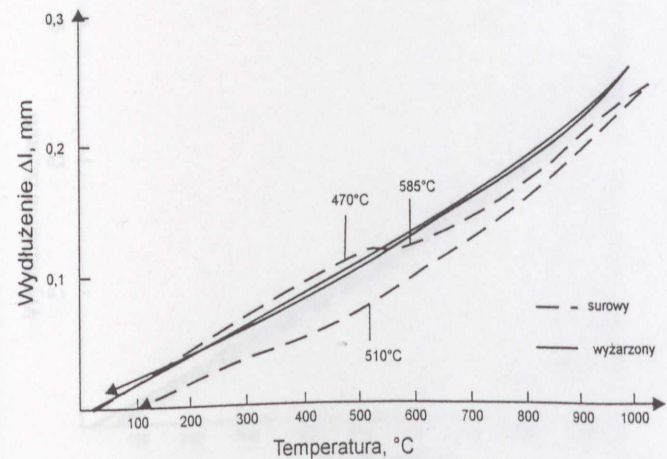
MIKROSTRUKTURA



ZMIANA ROZKŁADU WIELKOŚCI WĘGLIKÓW

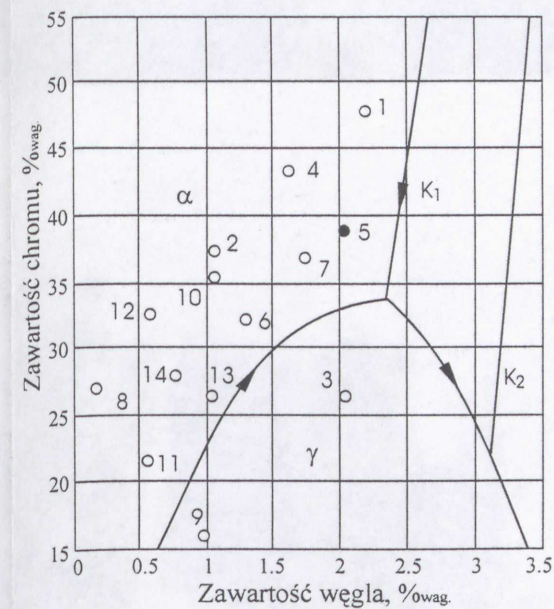


CHARAKTERYSTYKA ZUŻYCIA w temperaturze 450°C



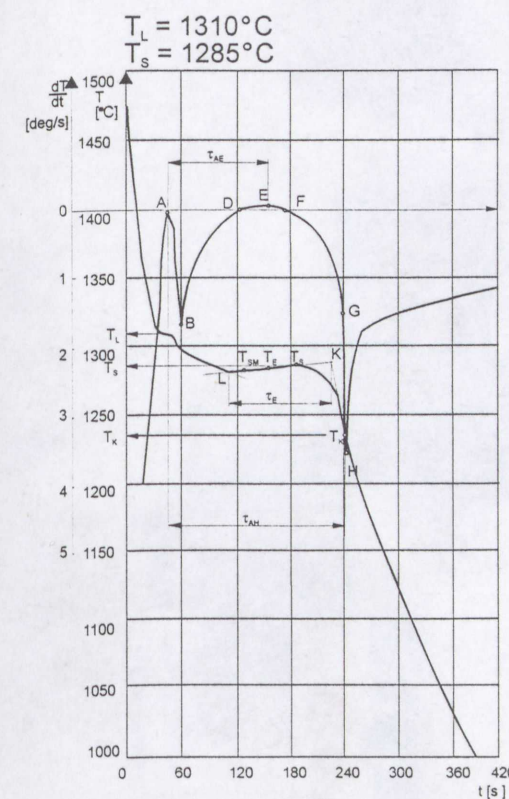
DYLATOGRAM

Surowy	Wyzarzony
Budowa fazowa	
feryt M_7C_3	feryt $M_{23}C_6$
Udział procentowy węglików	
35.4	49.6
Średnia cięciwa wydzielenia [$10^{-5}mm$]	
110	282
Twardość stopu	
314	402
Mikrotwardość osnowy	
236	235
Gęstość, [g/cm^3]	
7.429	
Współczynnik Poissona	
0.244	
Moduł Younga	
20°C	2.256
150°C	2.054
300°C	1.912
450°C	1.747
600°C	1.441



SKŁAD CHEMICZNY [%owag.]

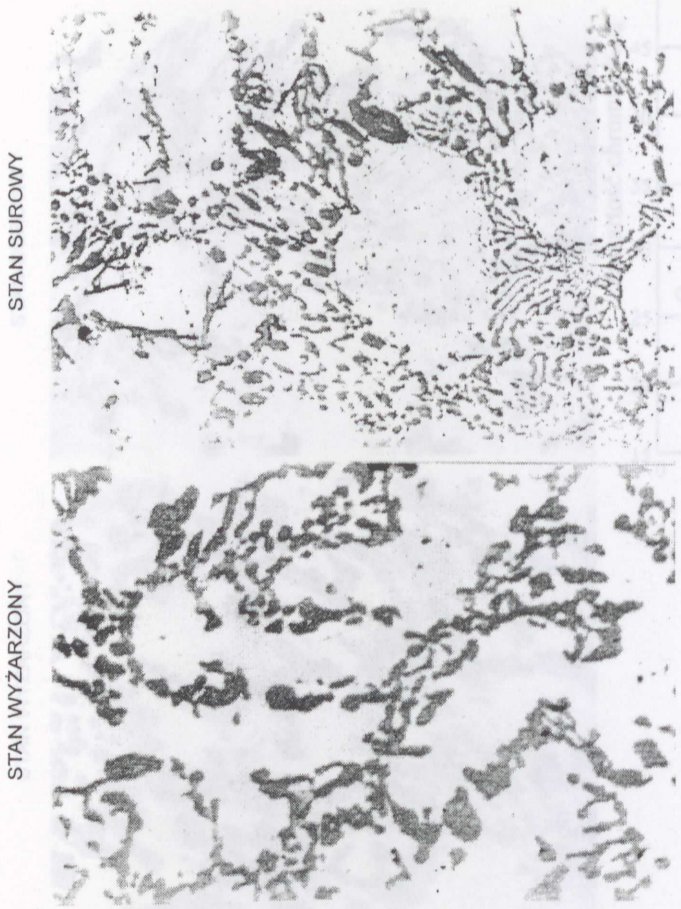
C	2.02
Si	0.40
Mn	0.01
Cr	38.6



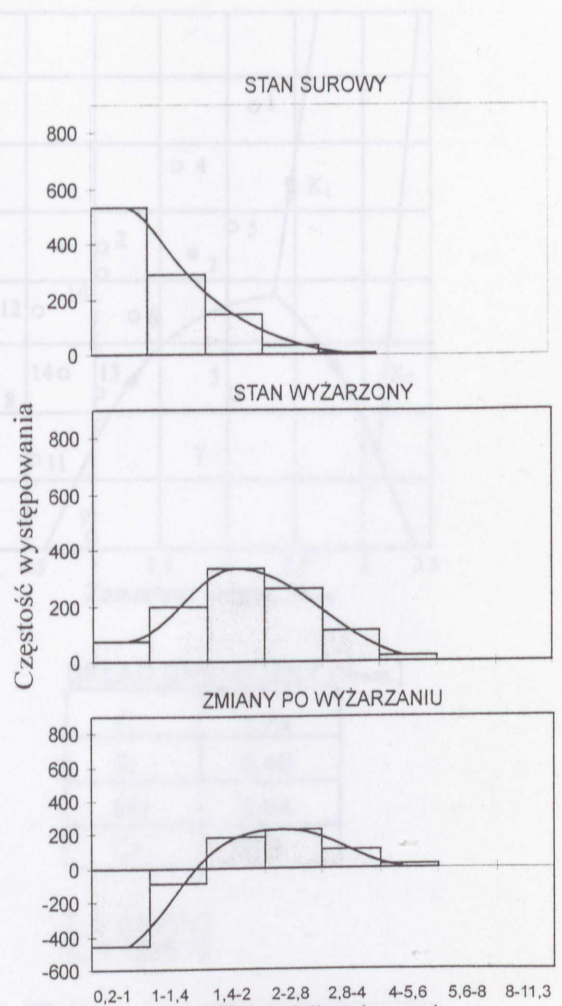
ANALIZA TERMICZNO - DERIWACYJNA



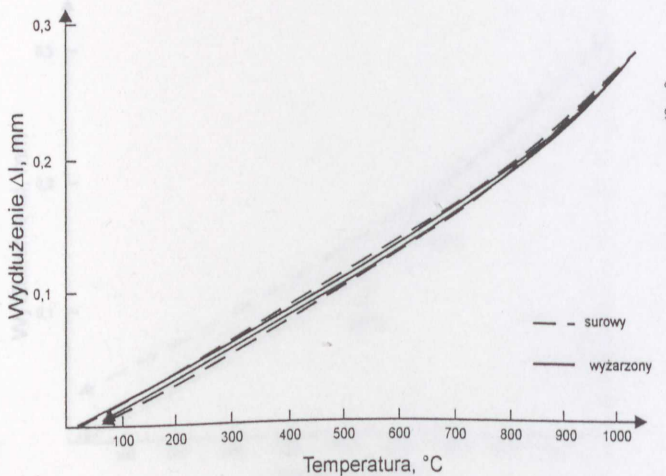
STOP NR 6



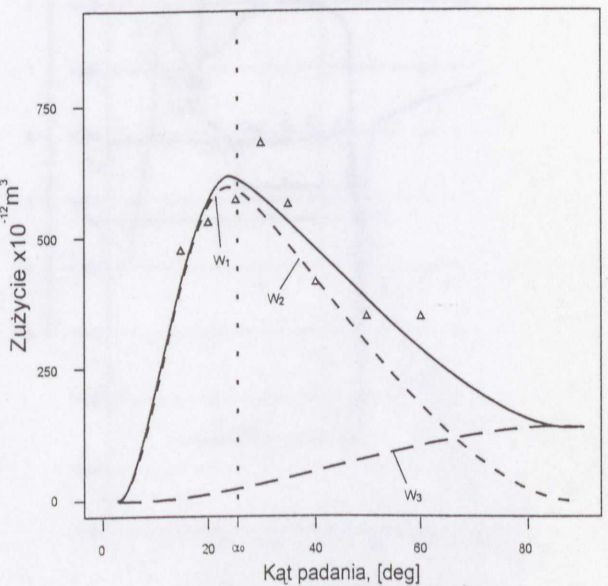
MIKROSTRUKTURA



ZMIANA ROZKŁADU WIELKOŚCI WĘGLIKÓW

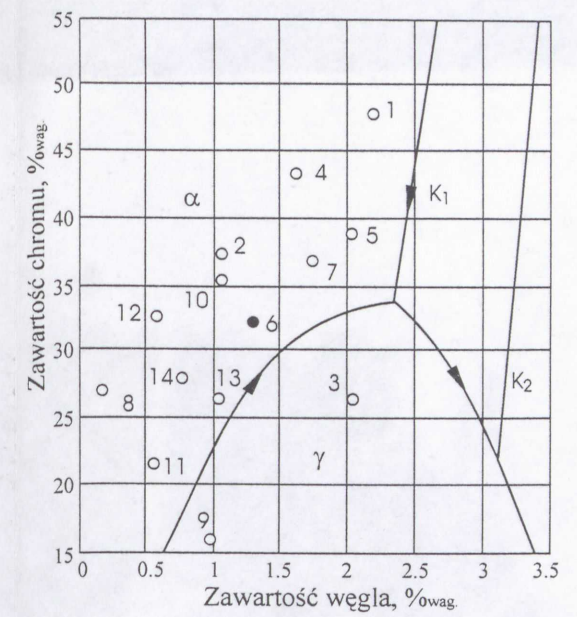


DYLATOGRAM



CHARAKTERYSTYKA ZUŻYCIA w temperaturze 450°C

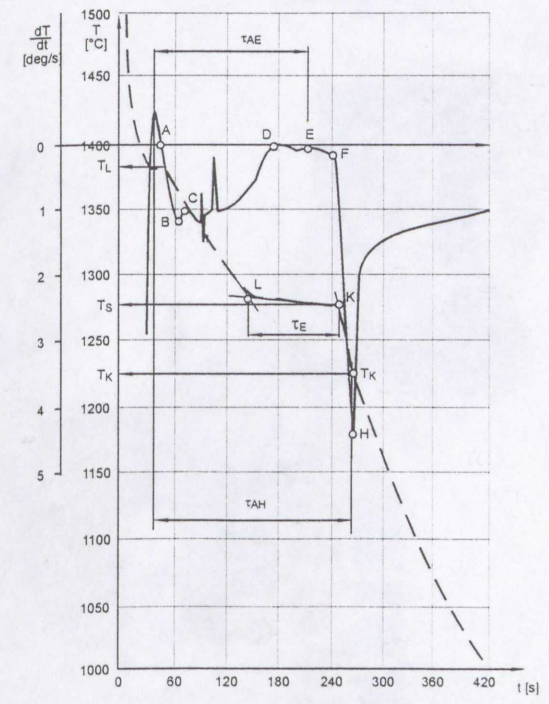
Surowy	Wyzarzony
Budowa fazowa	
feryt austenit M_7C_3 $M_{23}C_6$	feryt $M_{23}C_6$
Udział procentowy węglików	
20.8	30.3
Średnia cięciwa wydzielenia [$10^{-5}mm$]	
97	181
Twardość stopu	
272	307
Mikrotwardość osnowy	
213	252
Gęstość, [g/cm^3]	
7.531	
Współczynnik Poissona	
0.241	
Moduł Younga	
20 °C	2.546
150 °C	0.389
300 °C	2.071
450 °C	1.657
600 °C	1.376



SKŁAD CHEMICZNY [%owag.]

C	1.31
Si	0.40
Mn	0.07
Cr	32.0

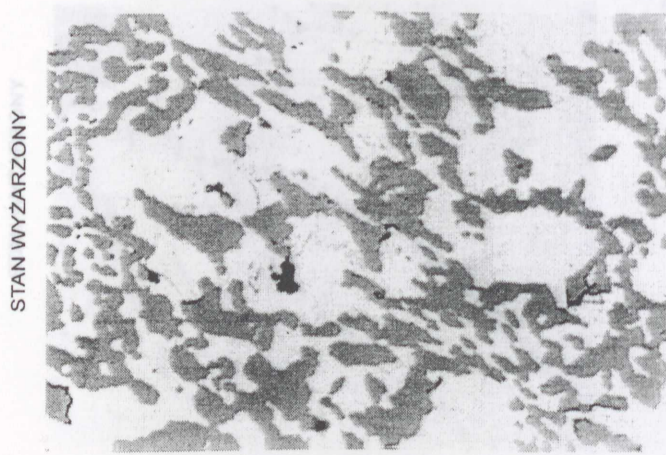
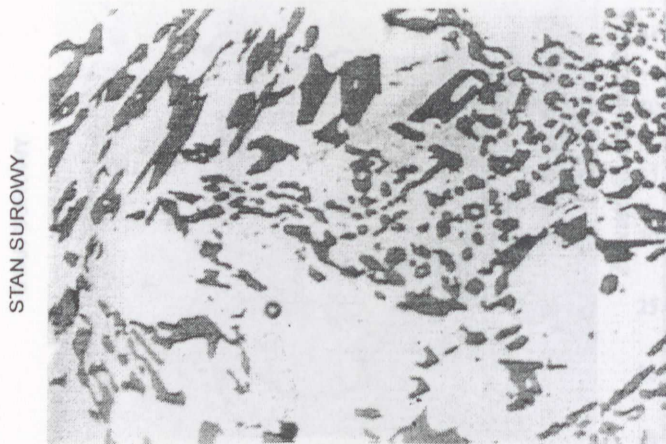
$T_L = 1385^\circ C$
 $T_s = 1280^\circ C$



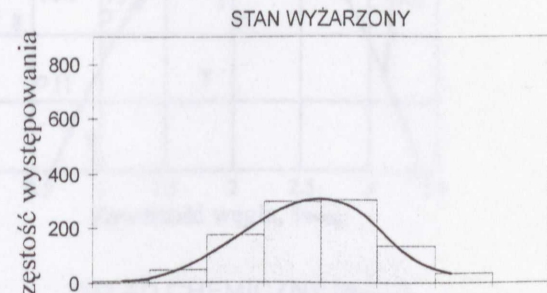
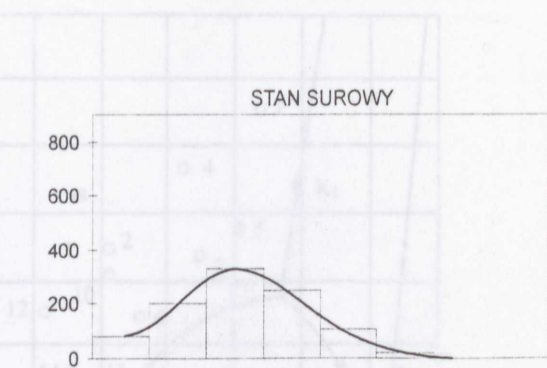
ANALIZA TERMICZNO - DERIWACYJNA



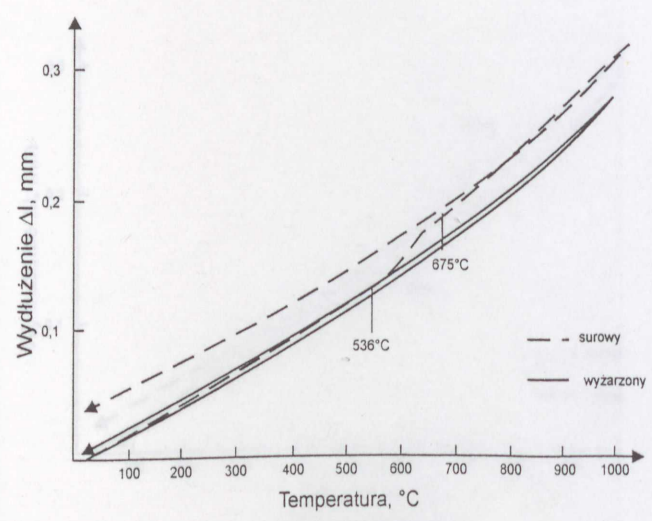
STOP NR 7



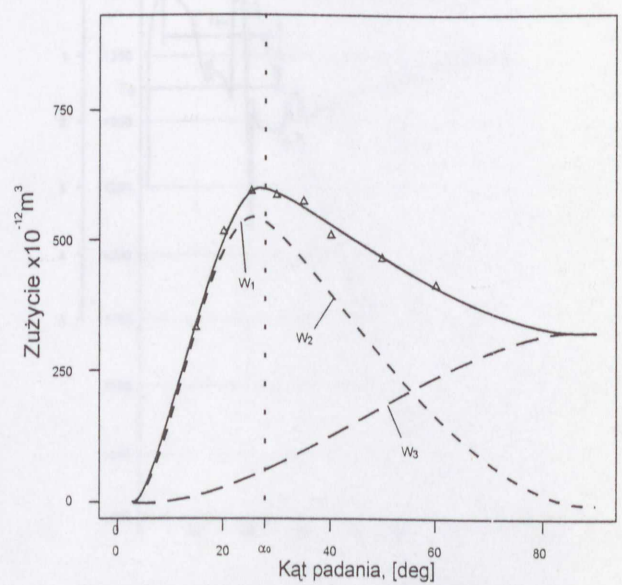
MIKROSTRUKTURA



ZMIANA ROZKŁADU WIELKOŚCI WĘGLIKÓW

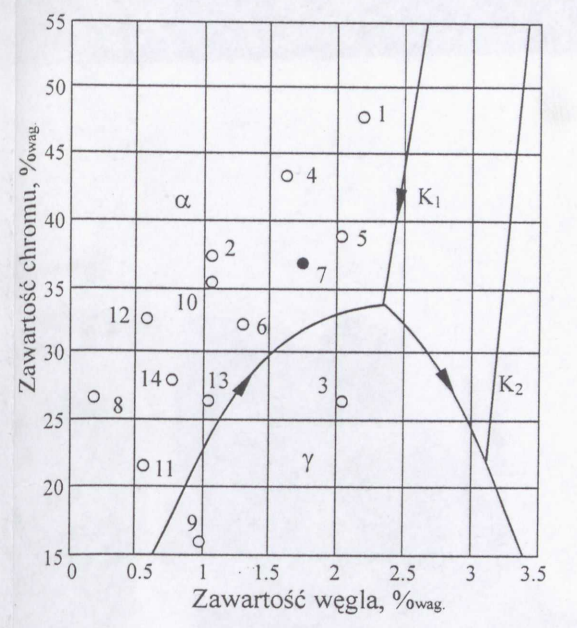


DYLATOGRAM



CHARAKTERYSTYKA ZUŻYCIA w temperaturze 450°C

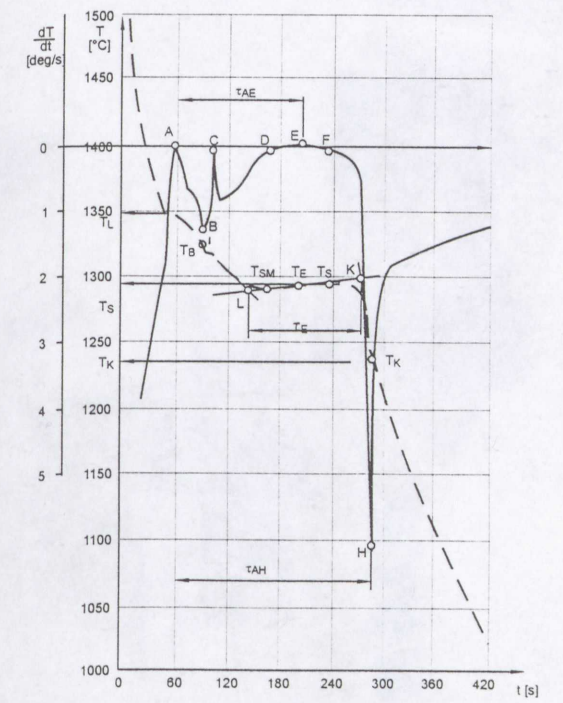
Surowy	Wyzarzony
Budowa fazowa	
feryt austenit M_7C_3	feryt $M_{23}C_6$
Udział procentowy węglików	
28.5	41.7
Średnia cięciwa wydzielenia [10^{-5} mm]	
179	274
Twardość stopu	
305	383
Mikrotwardość osnowy	
233	244
Gęstość, [g/cm^3]	
7.473	
Współczynnik Poissona	
0.216	
Moduł Younga	
20°C	2.341
150°C	2.190
300°C	1.932
450°C	1.794
600°C	1.338



SKŁAD CHEMICZNY [%wag.]

C	1.74
Si	0.40
Mn	0.04
Cr	36.5

$T_L = 1350^\circ\text{C}$
 $T_s = 1295^\circ\text{C}$

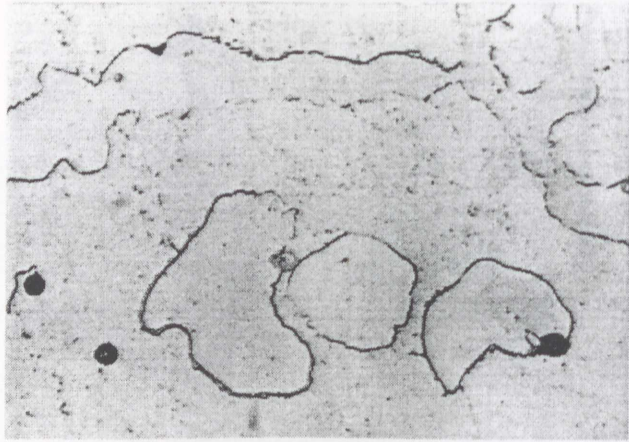


ANALIZA TERMICZNO - DERIWACYJNA

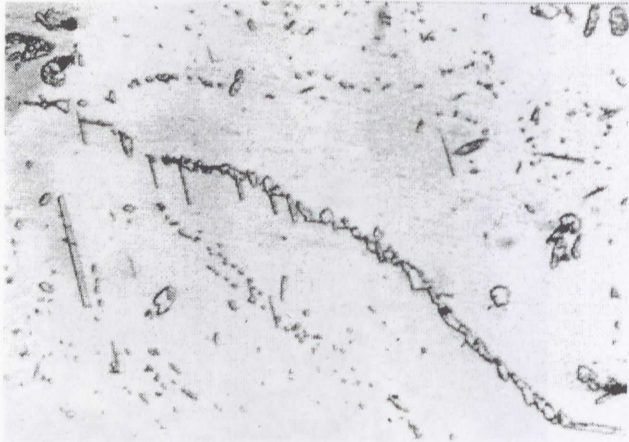


STOP NR 8

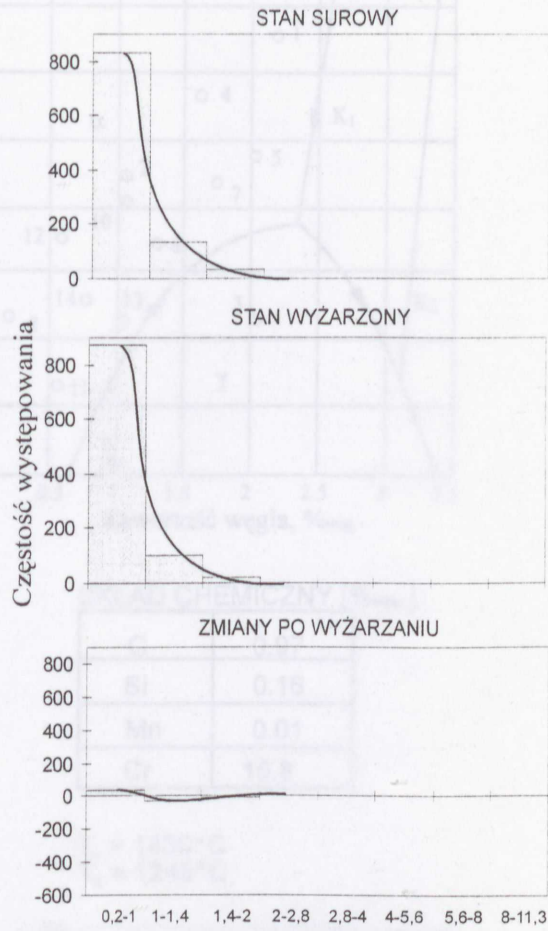
STAN SUROWY



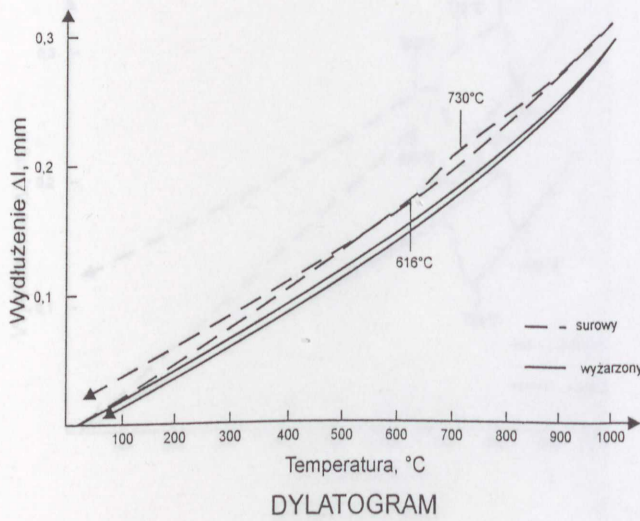
STAN WYZARZONY



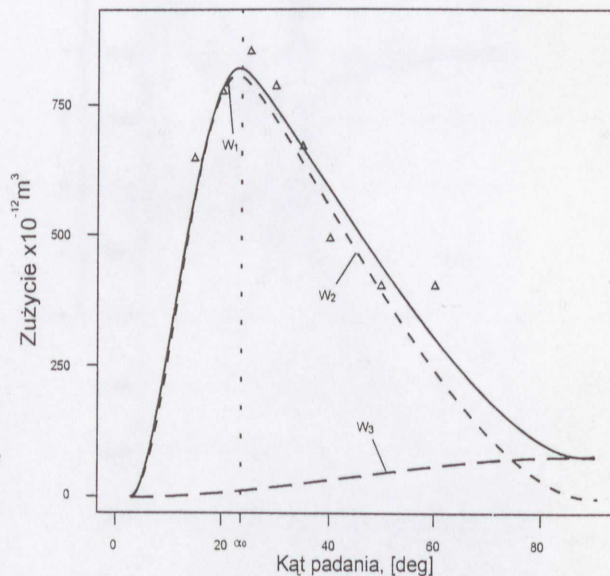
MIKROSTRUKTURA



ZMIANA ROZKŁADU WIELKOŚCI WĘGLIKÓW

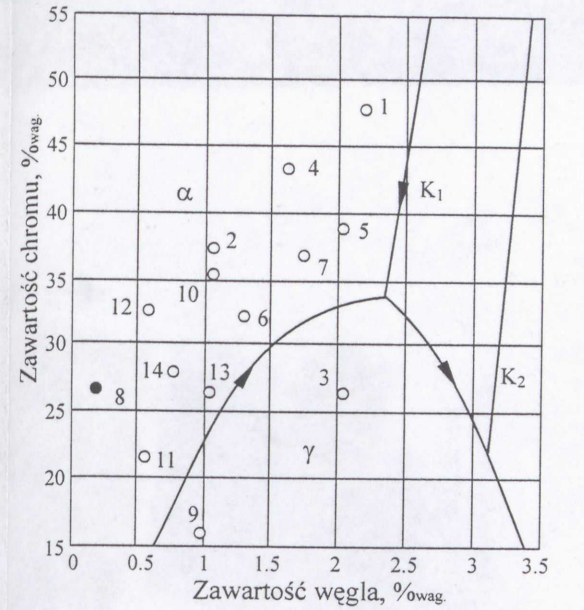


DYLATOGRAM



CHARAKTERYSTYKA ZUZYCIA w temperaturze 450°C

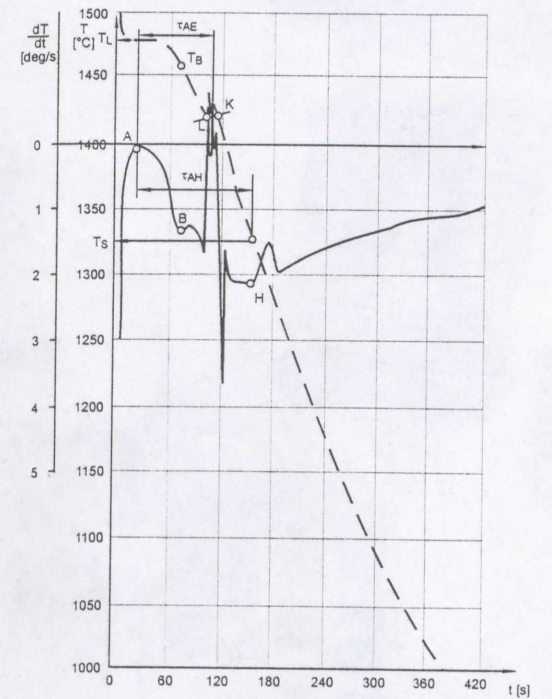
Surowy	Wyzarzony
Budowa fazowa	
feryt austenit M ₂₃ C ₆	feryt austenit M ₂₃ C ₆
Udział procentowy węglików	
4.6	6.1
Średnia cięciwa wydzielenia [10 ⁻⁵ mm]	
68	63
Twardość stopu	
194	196
Mikrotwardość osnowy	
230	194
Gęstość, [g/cm ³]	
7.620	
Współczynnik Poissona	
0.302	
Moduł Younga	
20°C	2.159
150°C	2.130
300°C	2.097
450°C	1.794
600°C	1.252



SKŁAD CHEMICZNY [%owag.]

C	0.16
Si	0.51
Mn	0.02
Cr	26.4

T_L = 1480°C
T_S = 1330°C



ANALIZA TERMICZNO - DERIWACYJNA

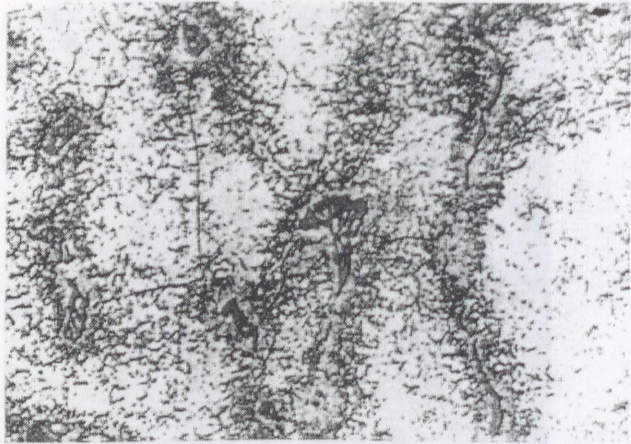


STOP NR 9

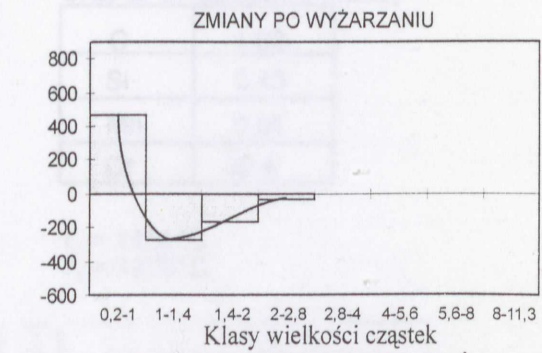
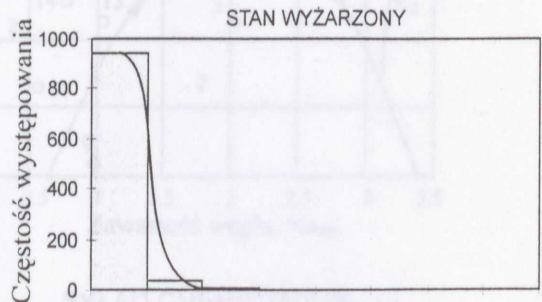
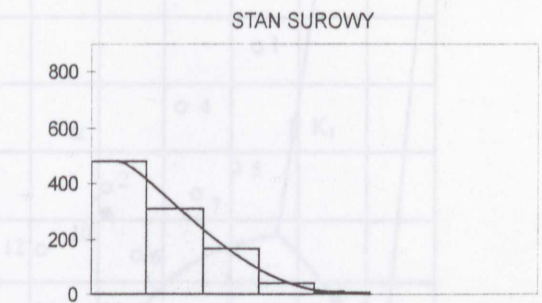
STAN SUROWY



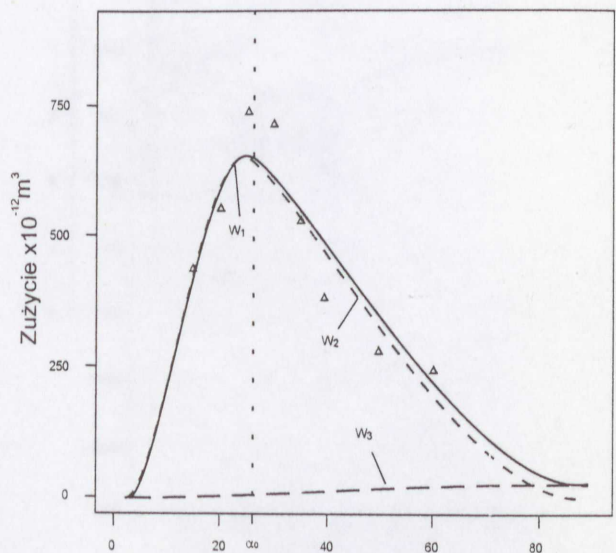
STAN WYŻARZONY



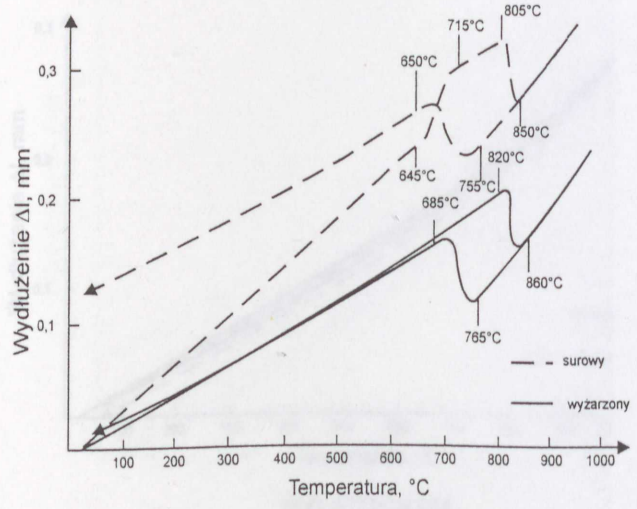
MIKROSTRUKTURA



ZMIANA ROZKŁADU WIELKOŚCI WĘGLIKÓW

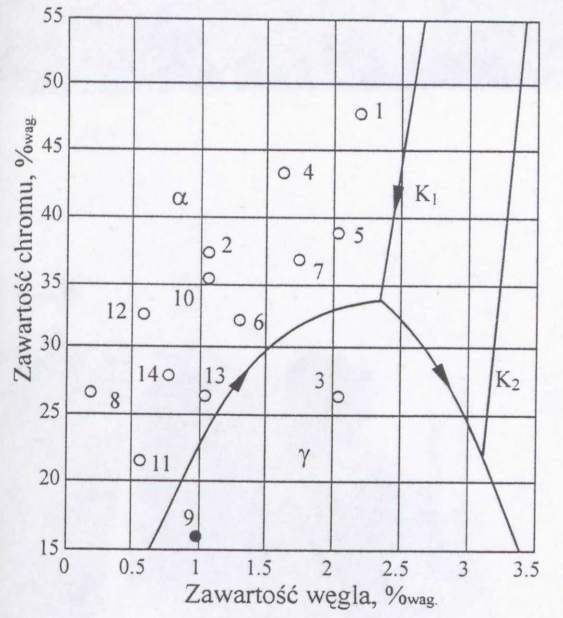


CHARAKTERYSTYKA ZUŻYCIA w temperaturze 450°C



DYLATOGRAM

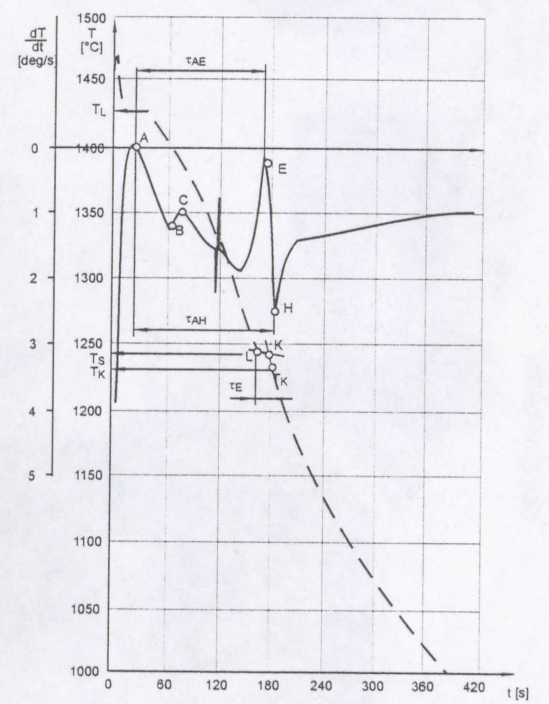
Surowy	Wyżarzony
Budowa fazowa	
feryt austenit M_7C_3 $M_{23}C_6$	feryt $M_{23}C_6$
Udział procentowy węglików	
4.0	20
Średnia cięciwa wydzielenia [$10^{-5}mm$]	
101	50
Twardość stopu	
324	232
Mikrotwardość osnowy	
546	225
Gęstość, [g/cm^3]	
7.669	
Współczynnik Poissona	
0.245	
Moduł Younga	
20°C	1.615
150°C	1.386
300°C	1.398
450°C	1.086
600°C	0.848



SKŁAD CHEMICZNY [%wag.]

C	0.97
Si	0.16
Mn	0.01
Cr	15.8

$T_L = 1430^\circ C$
 $T_s = 1245^\circ C$

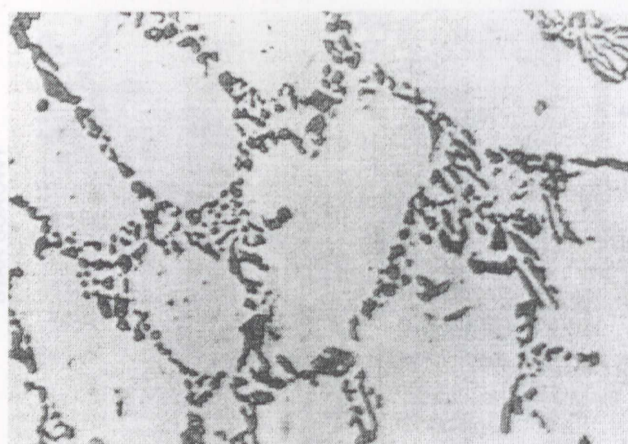


ANALIZA TERMICZNO - DERIWACYJNA



STOP NR 10

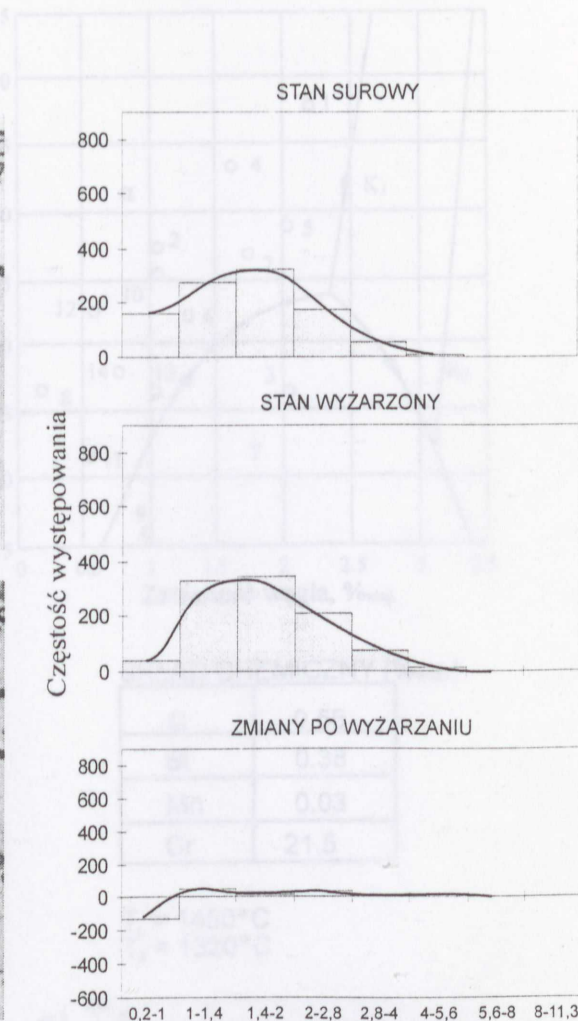
STAN SUROWY



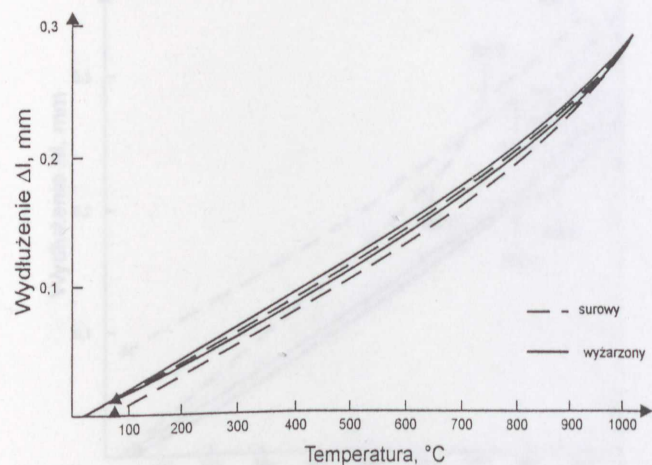
STAN WYZARZONY



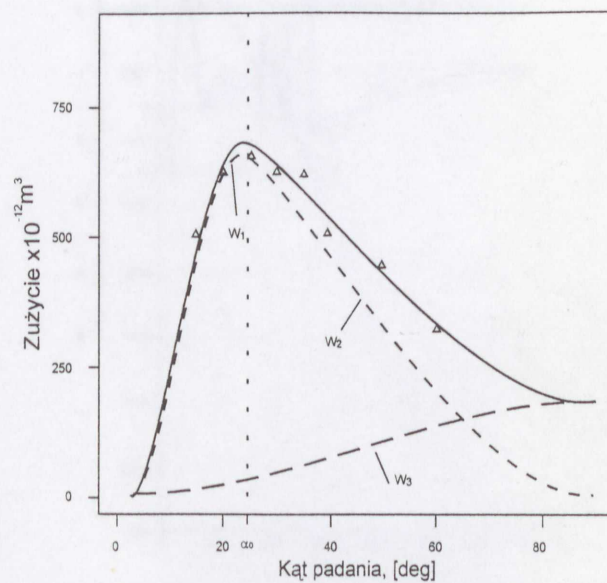
MIKROSTRUKTURA



ZMIANA ROZKŁADU WIELKOŚCI WĘGLIKÓW

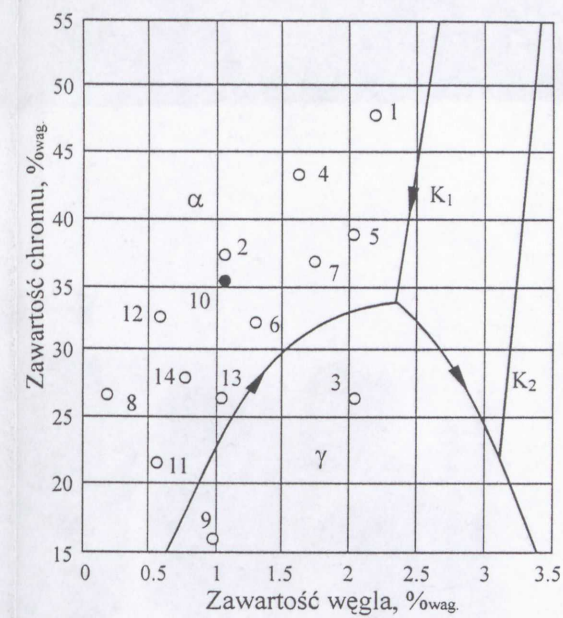


DYLATOGRAM



CHARAKTERYSTYKA ZUZYCIA w temperaturze 450°C

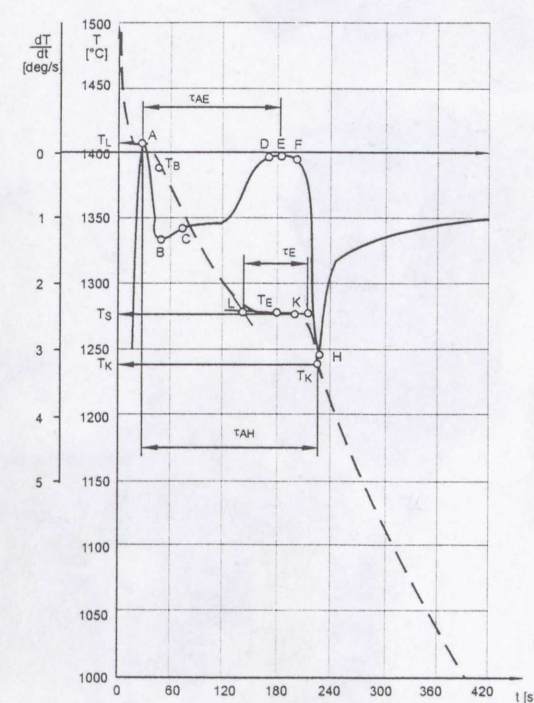
Surowy	Wyzarzony
Budowa fazowa	
feryt austenit M_7C_3	feryt $M_{23}C_6$
Udział procentowy węglików	
18.5	27.3
Średnia cięciwa wydzielenia [$10^{-5}mm$]	
149	161
Twardość stopu	
250	330
Mikrotwardość osnowy	
227	261
Gęstość, [g/cm^3]	
7.510	
Współczynnik Poissona	
0.321	
Moduł Younga	
20°C	2.342
150°C	2.206
300°C	2.292
450°C	2.334
600°C	0.632



SKŁAD CHEMICZNY [%wag.]

C	1.02
Si	0.43
Mn	0.01
Cr	35.4

$T_L = 1410^\circ C$
 $T_s = 1275^\circ C$



ANALIZA TERMICZNO - DERIWACYJNA

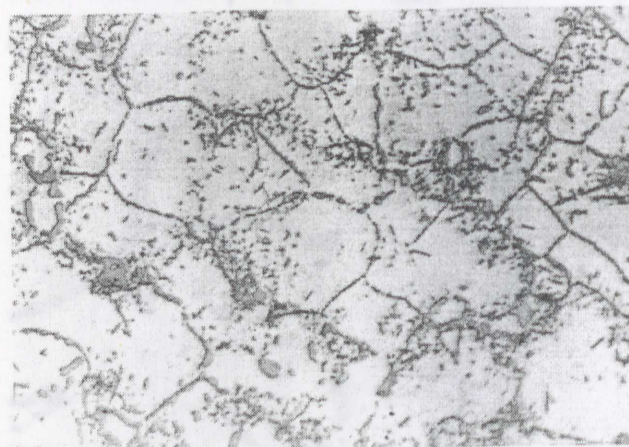


STOP NR 11

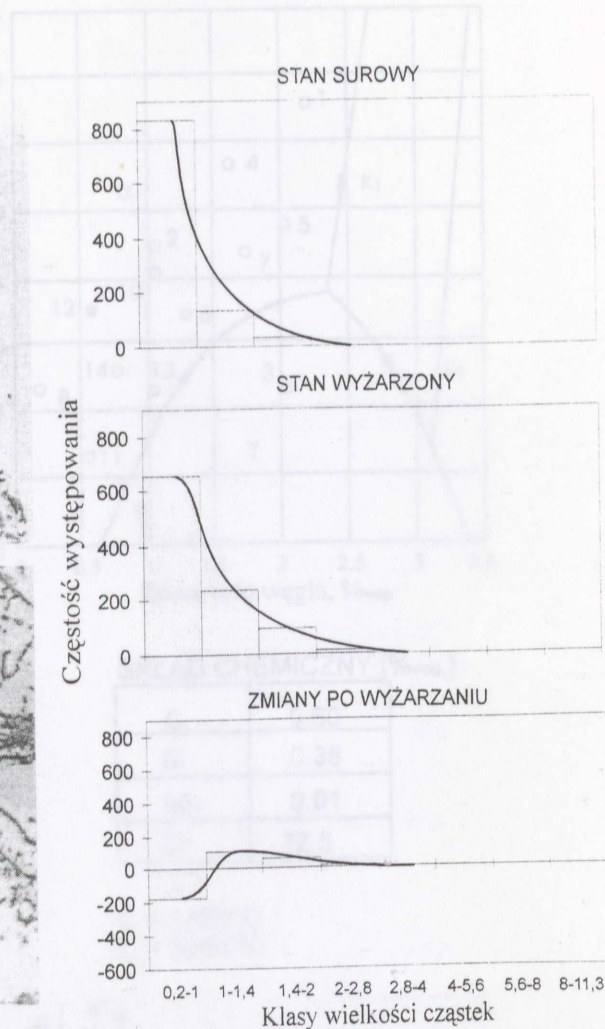
STAN SUROWY



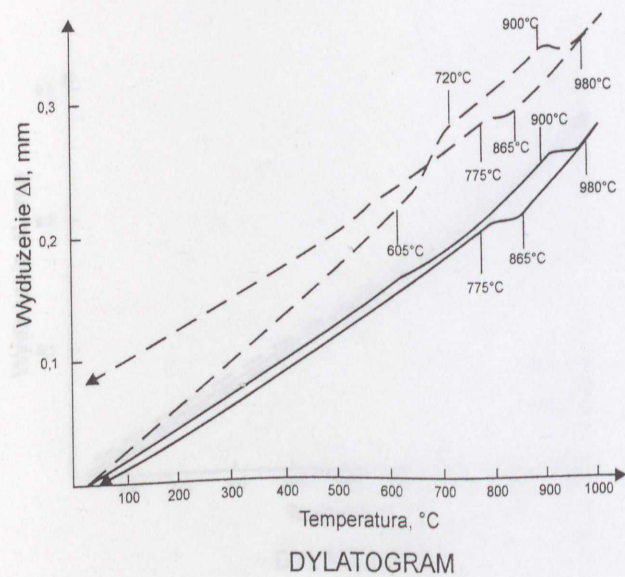
STAN WYŻARZONY



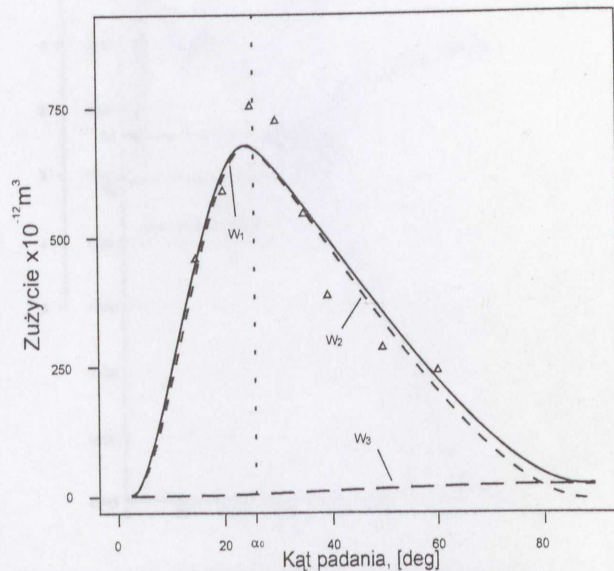
MIKROSTRUKTURA



ZMIANA ROZKŁADU WIELKOŚCI WĘGLIKÓW

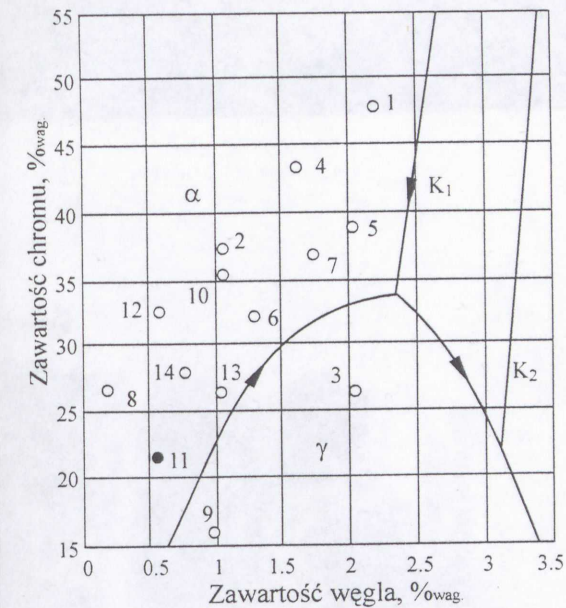


DYLATOGRAM



CHARAKTERYSTYKA ZUŻYCIA w temperaturze 450°C

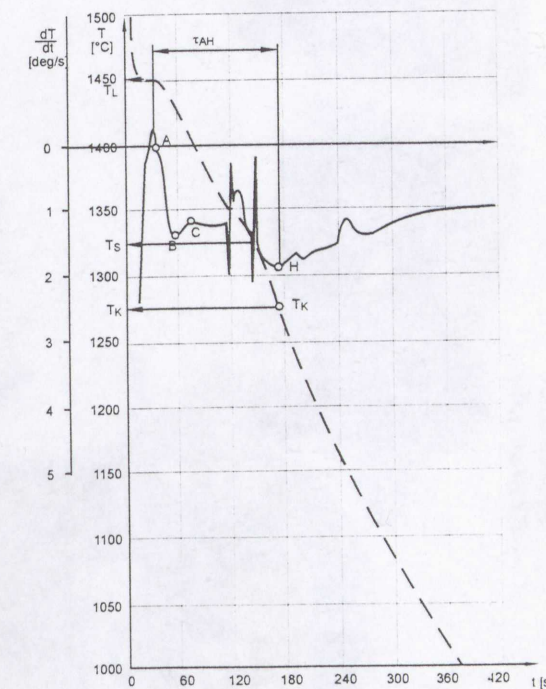
Surowy	Wyżarzony
Budowa fazowa	
feryt austenit M_7C_3 $M_{23}C_6$	feryt $M_{23}C_6$
Udział procentowy węglików	
8.9	30.1
Średnia cięciwa wydzielenia [$10^{-5}mm$]	
68	85
Twardość stopu	
360	211
Mikrotwardość osnowy	
466	232
Gęstość, [g/cm^3]	
7.635	
Współczynnik Poissona	
0.278	
Moduł Younga	
20°C	2.247
150°C	2.132
300°C	1.996
450°C	1.907
600°C	1.378



SKŁAD CHEMICZNY [%owag.]

C	0.56
Si	0.38
Mn	0.03
Cr	21.5

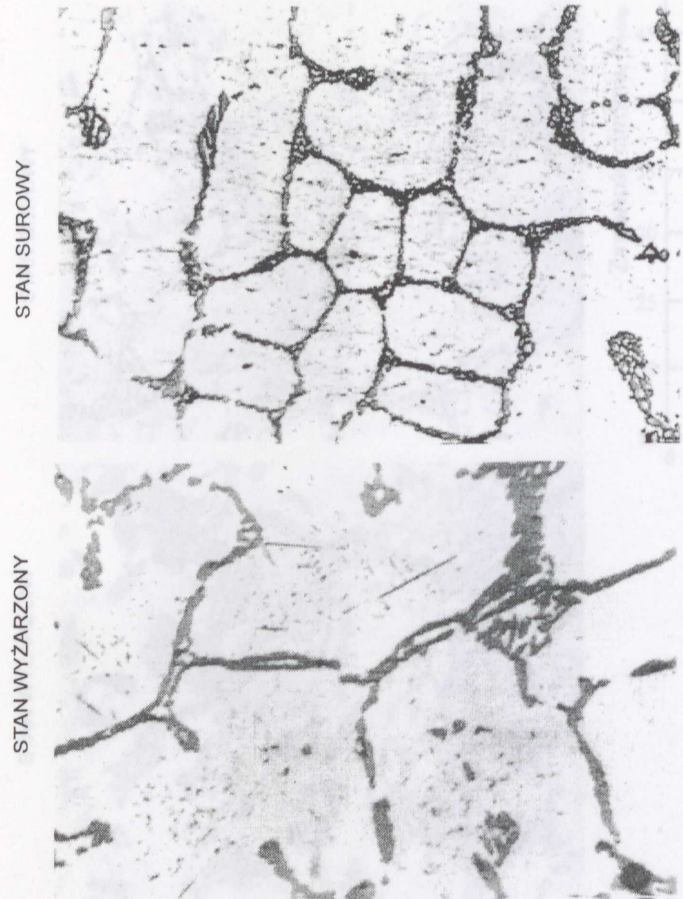
$T_L = 1450^\circ C$
 $T_S = 1320^\circ C$



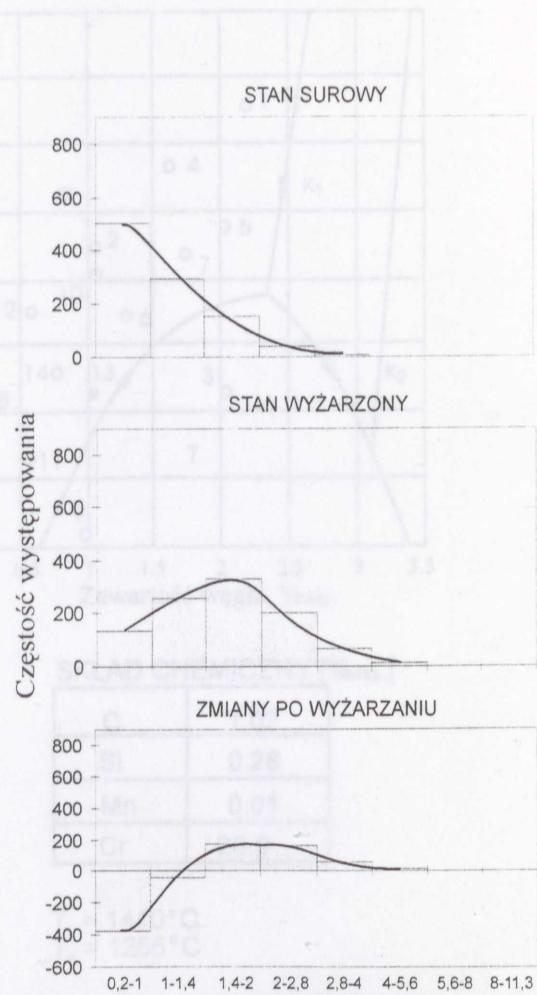
ANALIZA TERMICZNO - DERIWACYJNA



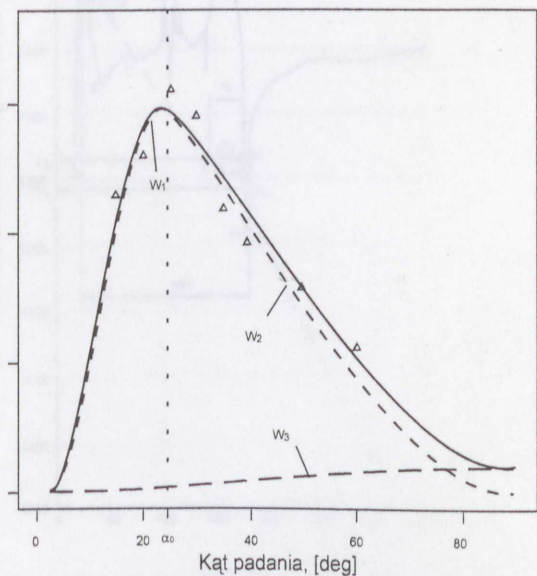
STOP NR 12



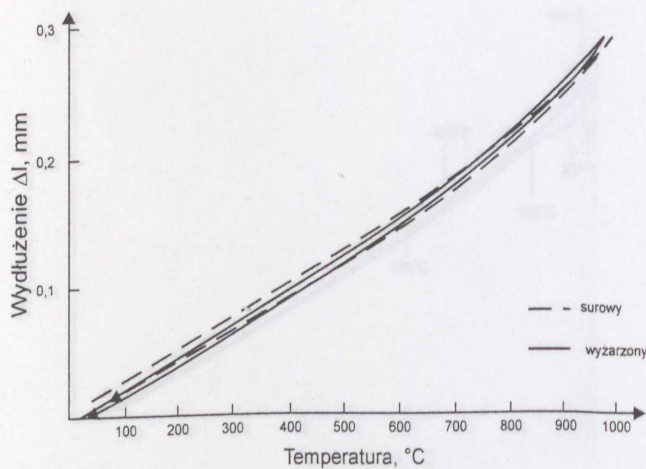
MIKROSTRUKTURA



ZMIANA ROZKŁADU WIELKOŚCI WĘGLIKÓW

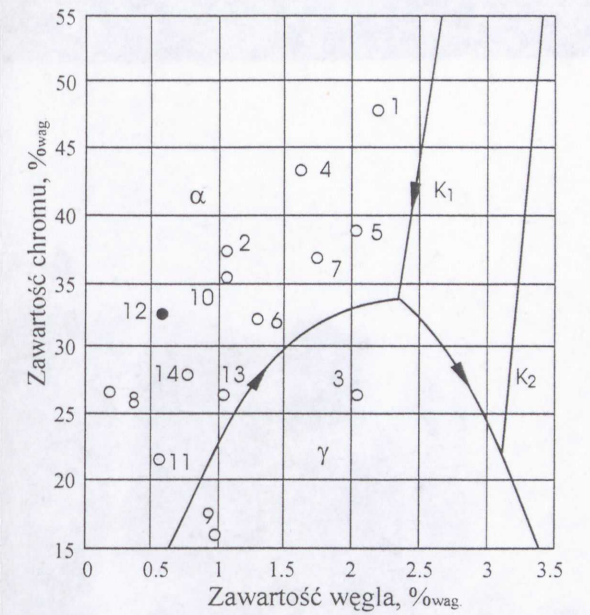


CHARAKTERYSTYKA ZUŻYCIA w temperaturze 450°C



DYLATOGRAM

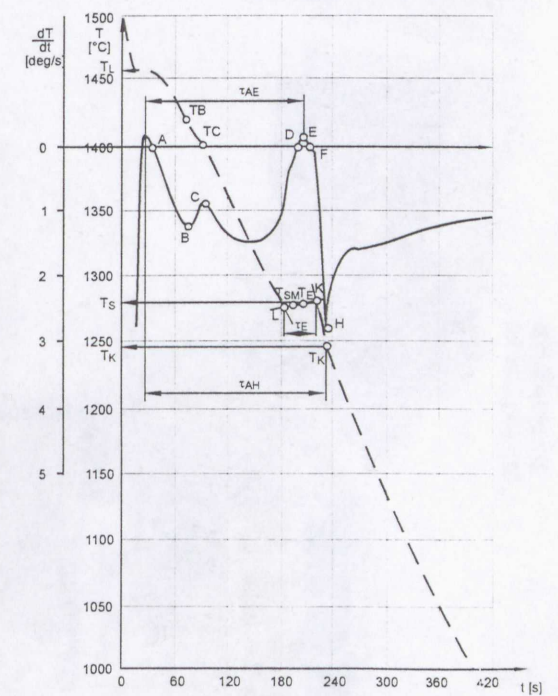
Surowy	Wyzarzony
Budowa fazowa	
feryt austenit M_7C_3	feryt $M_{23}C_6$
Udział procentowy węglików	
12.1	17.3
Średnia cięciwa wydzielenia [$10^{-5}mm$]	
100	164
Twardość stopu	
225	280
Mikrotwardość osnowy	
231	248
Gęstość, [g/cm^3]	
7.559	
Współczynnik Poissona	
0.293	
Moduł Younga	
20°C	2.179
150°C	2.143
300°C	2.009
450°C	1.763
600°C	1.561



SKŁAD CHEMICZNY [%owag.]

C	0.60
Si	0.38
Mn	0.01
Cr	32.5

$T_L = 1460^\circ C$
 $T_s = 1280^\circ C$



ANALIZA TERMICZNO - DERIWACYJNA

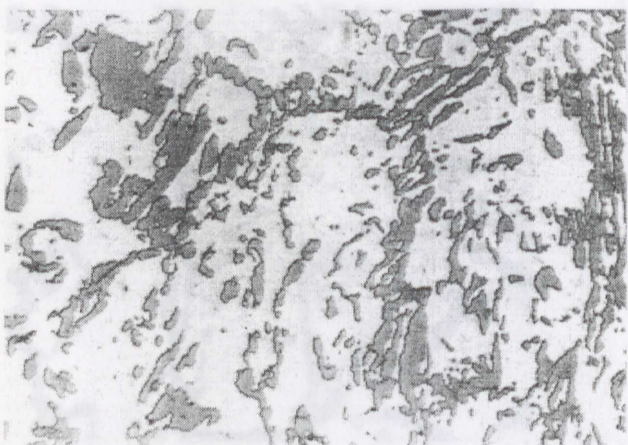


STOP NR 13

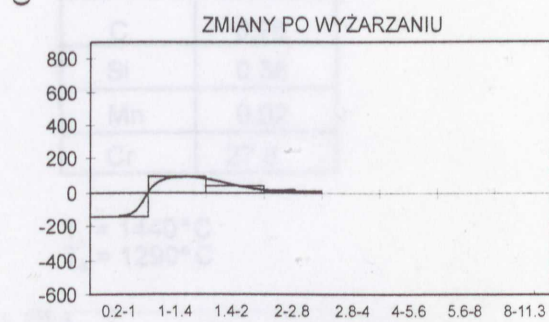
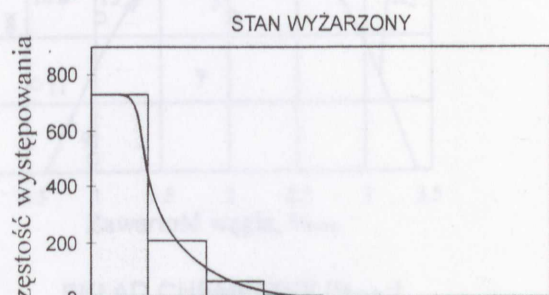
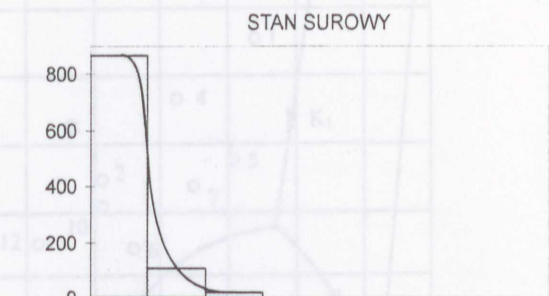
STAN SUROWY



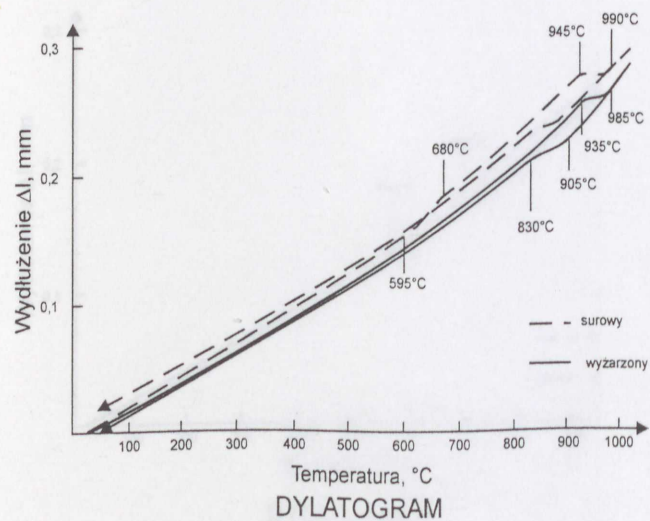
STAN WYŻARZONY



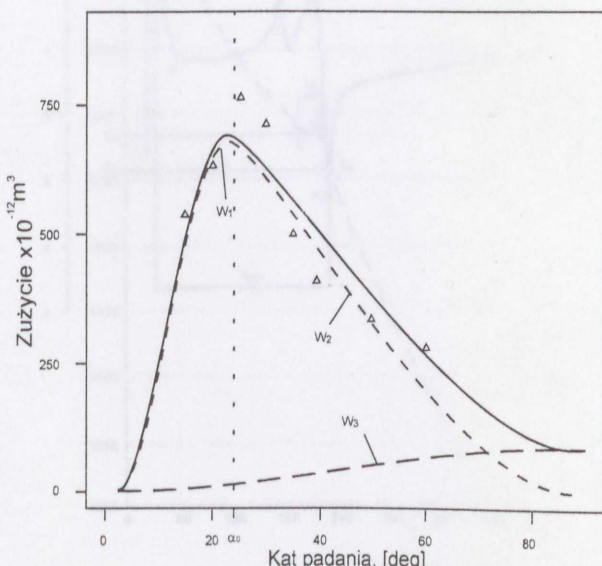
MIKROSTRUKTURA



ZMIANA ROZKŁADU WIELKOŚCI WĘGLIKÓW

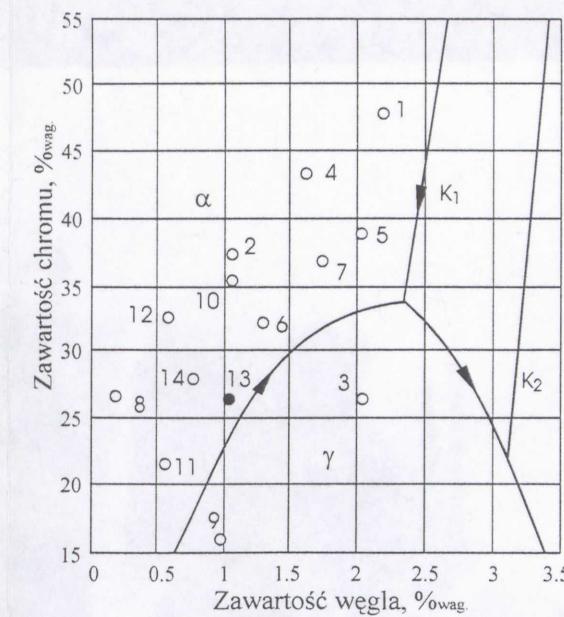


DYLATOGRAM



CHARAKTERYSTYKA ZUŻYCIA w temperaturze 450°C

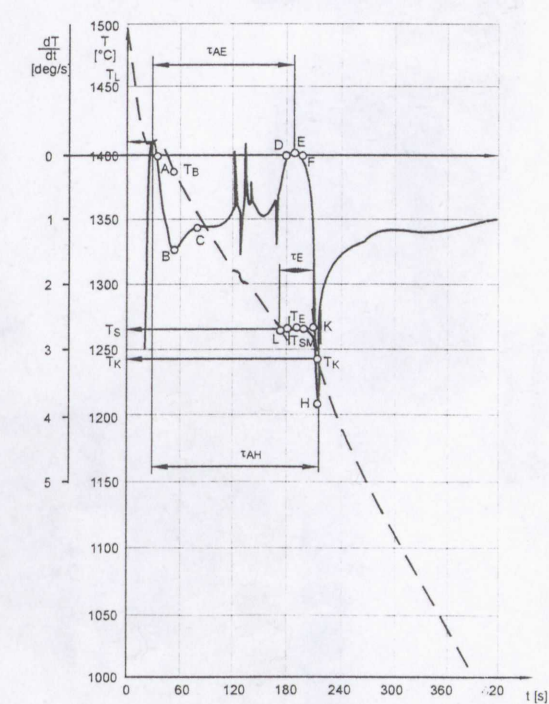
Surowy	Wyżarzony
Budowa fazowa	
feryt austenit M_7C_3	feryt $M_{23}C_6$
Udział procentowy węglików	
11.2	21.2
Średnia cięciwa wydzielenia [$10^{-5}mm$]	
63	78
Twardość stopu	
264	268
Mikrotwardość osnowy	
260	239
Gęstość, [g/cm^3]	
7.575	
Współczynnik Poissona	
0.240	
Moduł Younga	
20°C	2.165
150°C	2.057
300°C	1.921
450°C	1.950
600°C	1.614



SKŁAD CHEMICZNY [%owag.]

C	1.02
Si	0.28
Mn	0.01
Cr	26.0

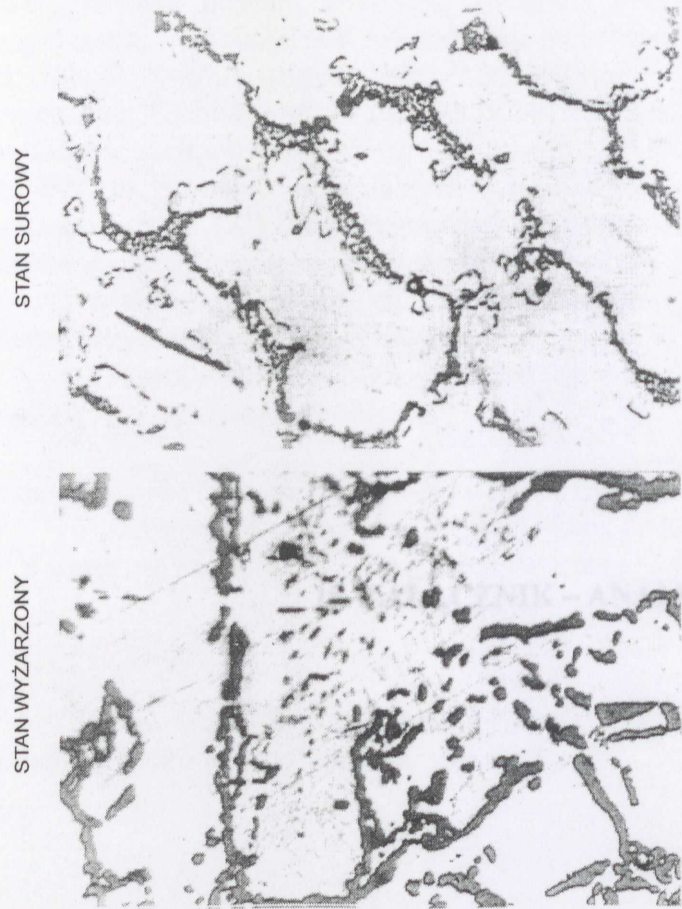
$T_L = 1410^\circ C$
 $T_s = 1265^\circ C$



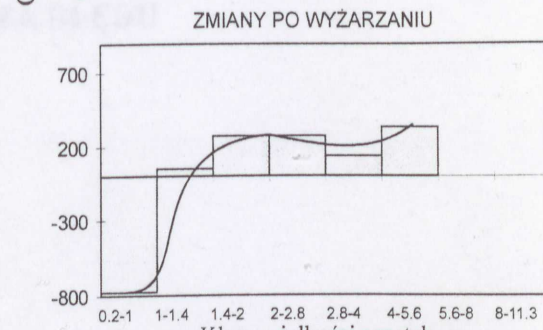
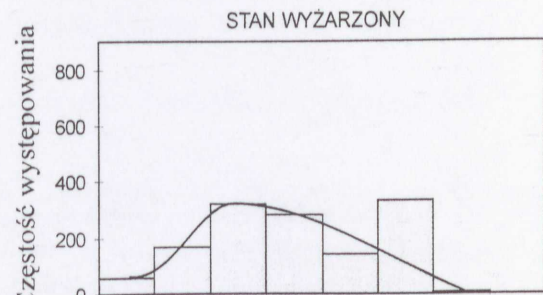
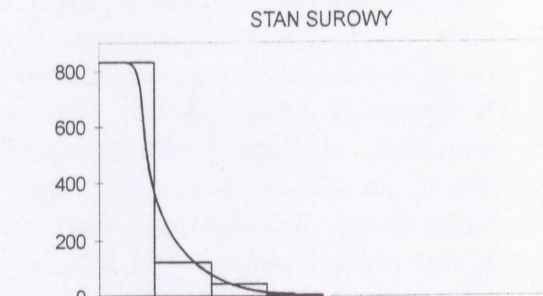
ANALIZA TERMICZNO - DERIWACYJNA



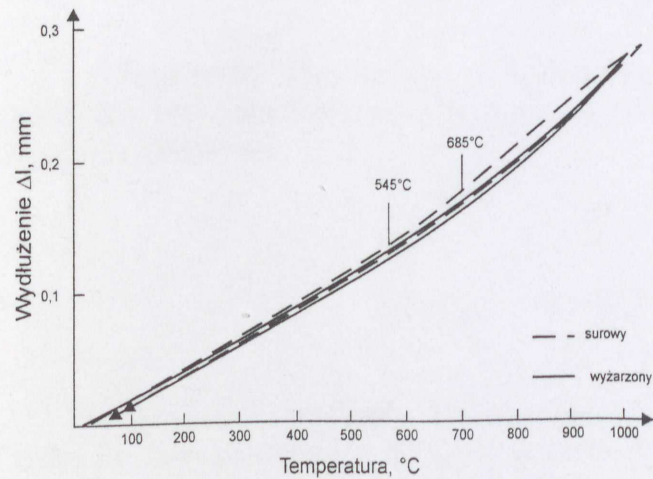
STOP NR 14



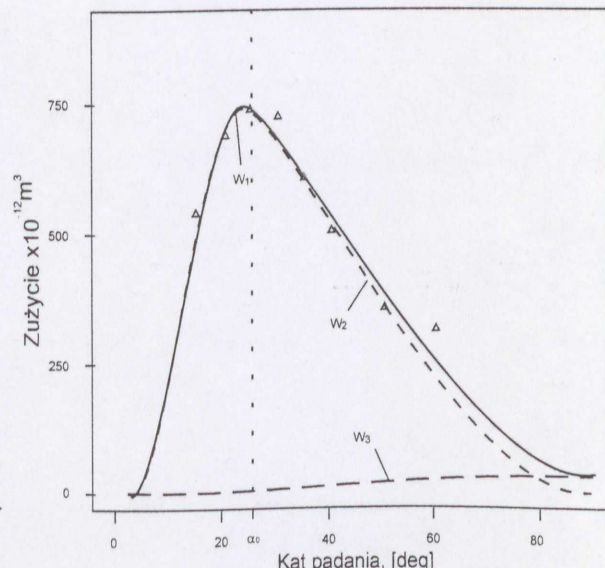
MIKROSTRUKTURA



ZMIANA ROZKŁADU WIELKOŚCI WĘGLIKÓW

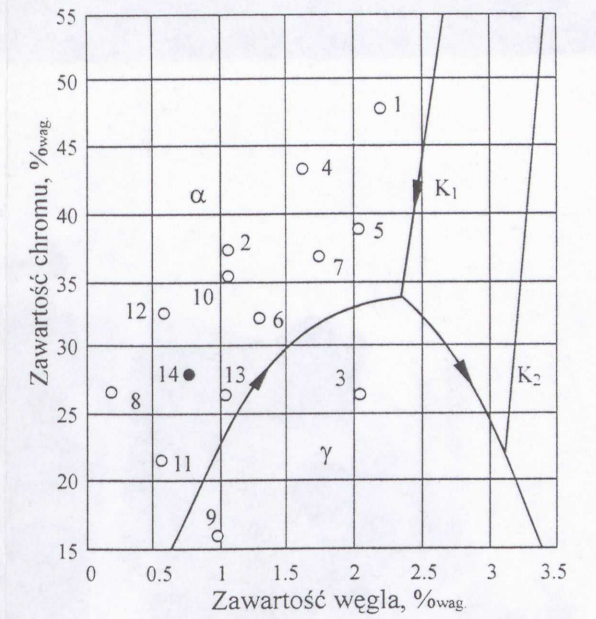


DYLATOGRAM



CHARAKTERYSTYKA ZUŻYCIA w temperaturze 450°C

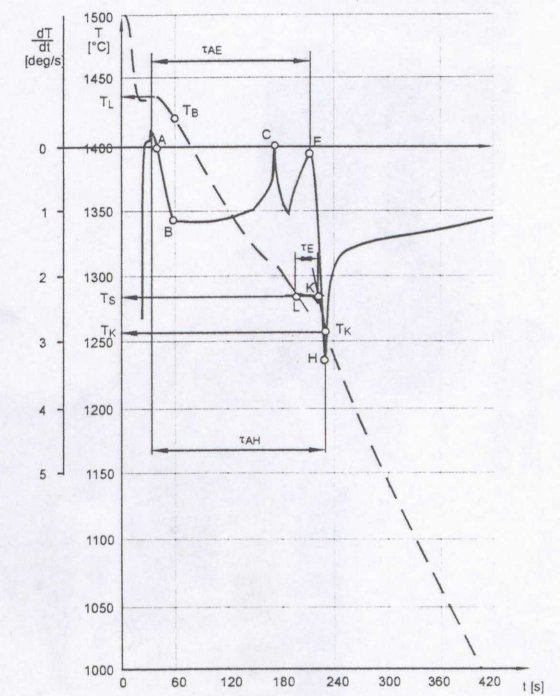
Surowy	Wyzarzony
Budowa fazowa	
feryt austenit M_7C_3	feryt $M_{23}C_6$
Udział procentowy węglików	
8.1	25.5
Średnia cięciwa wydzielenia [10^{-5} mm]	
68	193
Twardość stopu	
229	236
Mikrotwardość osnowy	
201	275
Gęstość, [g/cm^3]	
	7.545
Współczynnik Poissona	
	0.305
Moduł Younga	
20°C	2.135
150°C	0.121
300°C	2.066
450°C	1.943
600°C	1.650



SKŁAD CHEMICZNY [%owag.]

C	0.76
Si	0.38
Mn	0.02
Cr	27.8

$T_L = 1440^\circ C$
 $T_s = 1290^\circ C$



ANALIZA TERMICZNO - DERIWACYJNA



Opisane w głównej części pracy procedury (patrz podrozdział III) umożliwiają określenie charakterystyk zużycia dla ferrytyczno-węglkowych stopów o dowolnym składzie chemicznym nie wykraczającym poza zakresy zastosowań podanych w tabelach 26 i 27 (Si, reszta Fe). Ciąg wykonanych obliczeń nie jest powoli. Każdy etap poprzedzany jest pewnym błędem, o którego wielkości należy się zastanowić (np. wybór współczynnika korelacji, test F-Snedkora, test Fisher'a oraz odchylenie standardowe wartości funkcji). Zwykle wartość rzeczywistą mierzący uzyskuje, tak jak zawsze. Potrzebna w koniecznie dochodzenia do określenia trzech powyższych parametrów zależy od otrzymanych danych pochodnych cząstkowych. W omawianym przypadku należy skupić się na odpowiedzi na pytanie z jaką dokładnością obliczone do momentu analizy statystycznej wartości zużycia (Z'), opisują wartości uzyskane z pomiarów (np. błąd pomiarowy do określone eksperymentalnie wartości średnie zużycia (Z) w temperaturze warunkowej, czyli w istnym, w znakomity sposób ugraniczone dla tej temperatury. Wzrost błędów pomiarowych poniżej przytoczone formuły [180]:

1) rzeczywisty błąd bezwzględny δ jest różnicą między wartością uzyskaną z obliczenia Z' a wartością rzeczywistą Z :

$$\delta_j = Z'_j - Z_j \quad (141)$$

gdzie: j - liczba badanych stopów, j - liczba pomiarów dla każdego z nich n pomiarów.

2) rzeczywisty można określić jako różnicę pomiędzy wartością uzyskaną z obliczenia Z' a wartością rzeczywistą Z :

15. ZAŁĄCZNIK - ANALIZA BŁĘDU

$$\delta_j = \frac{\sum_{i=1}^n \delta_{ij}}{n} \quad (142)$$

3) błąd średni $\bar{\delta}$ jest wartością średnią arytmetyczną błędów bezwzględnych. W tym wypadku liczony jest jako błąd względny:

$$\bar{\delta} = \frac{\sum_{i=1}^n \delta_{ij}}{n} \cdot \frac{1}{Z_j} \quad (143)$$

4) błąd średni kwadratowy czyli odchylenie standardowe σ jest:

$$\sigma = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n \delta_{ij}^2}{n}} = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n \delta_{ij}^2}{n}} \quad (144)$$

5) błąd średni prawdopodobieństwa σ_p definiuje się przez ten sam błąd kwadratowy w ten sposób, aby prawdopodobieństwo wystąpienia błędów większych od σ_p było jak najmniejsze:

$$\sigma_p = 0,6745 \cdot \sigma = 0,6745 \cdot \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n \delta_{ij}^2}{n}} \quad (145)$$

W kolejnych tabelkach zamieszczono niezbędne do wykonania analizy dane. Tabela 28 zawiera średnie \bar{Z} i standardy pomiarowe σ . Obliczone z równań regresji dla składu chemicznego (21 + 24) str. 72 + 73) różne parametry Bider'a (E' , R' , R' , γ') schowane w tabeli 29. Wyznaczono na ich podstawie z załącznika (7 + 8; 1 + 3; str. 24-25; 29 + 31, str. 73).

Opisana w głównej części pracy procedura (patrz rozdział 8) umożliwia określenie charakterystyk zużycia dla ferrytyczno – węglkowych stopów o dowolnym składzie chemicznym nie wykraczającym poza zakresy zmienności poszczególnych pierwiastków (Cr, C, Si, reszta Fe). Ciąg wykonanych obliczeń nie jest prosty. Każdy etap postępowania jest obarczony pewnym błędem, o którego wielkości informują zastosowane oceny statystyczne (współczynnik korelacji, test F-Snedecora, test Fisher'a oraz odchylenie standardowe wartości funkcji). Zwykle wartość rzeczywista mierzonej wielkości, nie jest znana. Powoduje to konieczność dochodzenia do określenia błędu sumarycznego poprzez kłopotliwe obliczanie równań pochodnych cząstkowych. W omawianym przypadku zadanie sprowadza się do odpowiedzi na pytanie z jaką dokładnością, obliczone dla zbadanych składów chemicznych wartości zużycia (Z'), opisują wartości uzyskane z pomiarów (Z). Przyjęcie założenia że określone eksperymentalnie wartości średnie zużycia (Z) są równoważne wartościom rzeczywistym w znakomity sposób upraszcza dalsze postępowanie. Można wówczas zastosować poniżej przytoczone formuły [180]:

1) rzeczywisty błąd bezwzględny δ jest różnicą pomiędzy wartością uzyskaną z obliczenia Z' a wartością rzeczywistą Z :

$$\delta_{ij} = Z'_{ij} - Z_{ij} \quad (46)$$

gdzie: i – liczba badanych stopów, j – liczba zastosowanych kątów padania ścierniwa,

2) rzeczywisty można określić jako różnicę pomiędzy wartością uzyskaną z obliczenia Z' , a wartością rzeczywistą Z odniesioną do wartości rzeczywistej Z :

$$\delta_{w_{ij}} = \frac{Z'_{ij} - Z_{ij}}{Z_{ij}} \quad (47)$$

3) błąd średni ϑ jest wartością średnią wszystkich błędów bez względu na ich znak (w tym wypadku liczony jest jako błąd względny):

$$\vartheta = \frac{\sum_{i=1}^{13} \sum_{j=1}^8 |\delta_{w_{ij}}|}{i \cdot j} = \frac{\sum_{i=1}^{13} \sum_{j=1}^8 \left| \frac{Z'_{ij} - Z_{ij}}{Z_{ij}} \right|}{i \cdot j} \quad (48)$$

4) błąd średni kwadratowy czyli odchylenie standardowe σ jest równe:

$$\sigma = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^{13} \sum_{j=1}^8 \delta_{w_{ij}}^2}{i \cdot j}} = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^{13} \sum_{j=1}^8 \left(\frac{Z'_{ij} - Z_{ij}}{Z_{ij}} \right)^2}{i \cdot j}} \quad (49)$$

5) błąd średni prawdopodobny ρ_b definiuje się przez średni błąd kwadratowy w ten sposób, aby prawdopodobieństwo wystąpienia błędu większego od niego jak i błędu mniejszego było jednakowe:

$$\rho_b = 0.6745 \cdot \sigma = 0.6745 \cdot \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^{13} \sum_{j=1}^8 \left(\frac{Z'_{ij} - Z_{ij}}{Z_{ij}} \right)^2}{i \cdot j}} \quad (50)$$

W kolejnych tablicach zamieszczono niezbędne do wykonania analizy dane. Tablica 28 zawiera średnie wartości pomiarowe Z . Obliczone z równań regresji dla składu chemicznego ((21 ÷ 24) str.70 ÷ 71) wtórne parametry Bitter'a (E' , R' , H' , y') zebrano w tablicy 29. Wyznaczone na ich podstawie z zależności (7 ÷ 9, 1 ÷ 3, str.24 oraz 29 ÷ 31, str.73)

obliczeniowe wartości zużycia Z' zestawiono w tabelicy 30. Błąd bezwzględny δ (46) znajduje się w tabelicy 31, a względny δ_w w tabelicy 33.

Tabela 28. Średnie wartości pomiarowe zużycia Z

stop nr	Kąt α							
	15	20	25	30	35	40	50	60
	Zmierzone średnie wartości zużycia Z , 10^{-12}m^3							
1	367	379	429	458	505	479	423	366
2	504	668	736	714	618	483	429	388
3	338	425	491	531	514	486	360	302
4	381	509	563	617	532	473	421	392
5	325	445	531	572	528	507	458	419
6	484	639	680	691	571	422	368	357
7	343	525	600	594	582	519	476	423
9	438	560	749	728	539	384	285	256
10	506	628	663	632	618	511	445	320
11	467	602	767	739	558	400	295	253
12	578	652	784	732	551	484	399	282
13	548	646	777	727	512	422	347	291
14	551	700	751	736	619	515	365	325
	Wartości średnie zużycia Z_j dla kolejnych kątów padania ścierniwa							
$Z_j = \sum Z_{ij} / 13$	448	568	655	652	557	468	390	336

Tabela 29. Wtórne parametry Bitter'a obliczone z równań regresji dla składu chemicznego stopów

Stop	Energia wykruszania E' $\text{J/m}^3 \times 10^8$	Energia skrawania R' $\text{J/m}^3 \times 10^8$	Stała H' $\text{m}^2/\text{N} \times 10^{-10}$	Granica spr. dynamicznej y' $\text{MPa} \times 10^6$
1	16.98	19.61	19.26	31.83
2	62.36	13.44	15.15	31.83
3	43.78	18.36	20.45	31.83
4	28.30	16.17	17.74	31.83
5	25.61	18.36	18.78	31.83
6	57.33	14.59	15.38	31.83
7	33.51	16.71	17.44	31.83
9	224.80	13.27	18.74	31.83
10	66.45	13.44	14.43	31.83
11	257.90	12.11	11.55	31.83
12	132.90	12.20	11.74	31.83
13	103.60	13.44	13.51	31.83
14	130.30	12.62	12.51	31.83

Tablica 30. Obliczone z równań regresji dla składu chemicznego stopów wartości zużycia Z'

stop nr	Kąt α							
	15	20	25	30	35	40	50	60
	Obliczone wartości zużycia Z' , $10^{-12}m^3$							
1	274	489	541	533	526	520	511	505
2	470	688	726	675	619	559	437	322
3	216	441	537	504	469	433	359	291
4	348	571	626	597	566	533	468	408
5	295	509	557	536	513	490	444	403
6	425	655	673	628	578	526	418	318
7	358	568	602	571	538	503	433	423
9	312	555	695	658	592	521	375	239
10	499	705	726	675	618	558	435	320
11	613	798	789	724	651	574	415	265
12	606	794	789	727	658	585	433	292
13	531	721	720	665	604	540	407	283
14	575	765	763	703	637	566	420	284
Wartości średnie zużycia Z_j dla kolejnych kątów padania ścierniwa								
$Z'_j = \sum Z'_{ij} / 13$	425	635	673	630	582	531	427	335

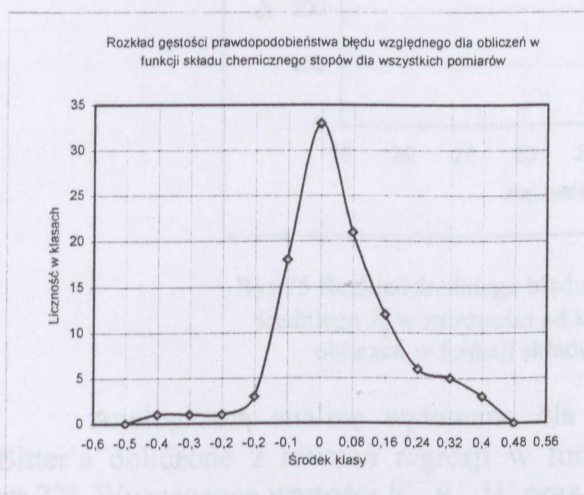
Tablica 31. Wartości błędu bezwzględnego δ

stop nr	Kąt α							
	15	20	25	30	35	40	50	60
	Błąd bezwzględny zużycia δ , $10^{-12}m^3$							
1	-93	110	112	75	21	41	88	139
2	-34	20	-10	-39	1	76	8	-66
3	-122	16	46	-27	-45	-53	-1	-11
4	-33	62	63	-20	34	60	47	16
5	-30	64	26	-36	-15	-17	-14	-16
6	-59	16	-7	-63	7	104	50	-39
7	15	43	2	-23	-44	-16	-43	0
9	-126	-5	-54	-70	53	137	90	-17
10	-7	77	63	43	0	47	-10	0
11	146	196	22	-15	93	174	120	12
12	28	142	5	-5	107	101	34	10
13	-17	75	-57	-62	92	118	60	-8
14	24	65	12	-33	18	51	55	-41

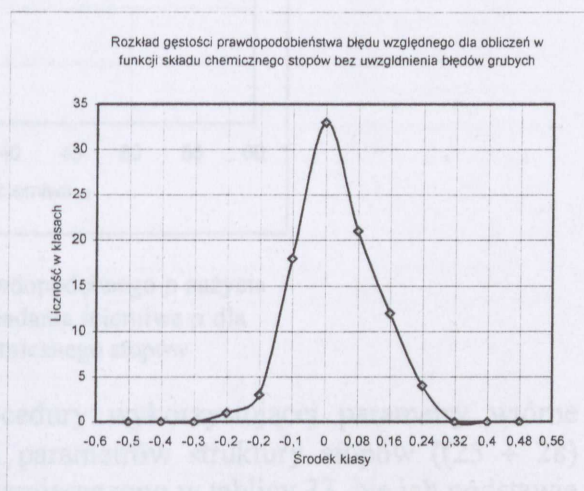
Tablica 32. Wartości błędu względnego δ_w

stop nr	Kąt α							
	15	20	25	30	35	40	50	60
	Błąd względny zużycia δ_w							
1	-0,25	0,29	0,26	0,16	0,04	0,09	0,21	0,38
2	-0,07	0,03	-0,01	-0,05	0,00	0,16	0,02	-0,17
3	-0,36	0,04	0,09	-0,05	-0,09	-0,11	0,00	-0,04
4	-0,09	0,12	0,11	-0,03	0,06	0,13	0,11	0,04
5	-0,09	0,14	0,05	-0,06	-0,03	-0,03	-0,03	-0,04
6	-0,12	0,03	-0,01	-0,09	0,01	0,25	0,14	-0,11
7	0,04	0,08	0,00	-0,04	-0,08	-0,03	-0,09	0,00
9	-0,29	-0,01	-0,07	-0,10	0,10	0,36	0,32	-0,07
10	-0,01	0,12	0,10	0,07	0,00	0,09	-0,02	0,00
11	0,31	0,33	0,03	-0,02	0,17	0,44	0,41	0,05
12	0,05	0,22	0,01	-0,01	0,19	0,21	0,09	0,04
13	-0,03	0,12	-0,07	-0,09	0,18	0,28	0,17	-0,03
14	0,04	0,09	0,02	-0,04	0,03	0,10	0,15	-0,13

Z analizy tablicy 32 wynika że 64.4% wszystkich pomiarów nie przekracza błędu 10% a 83.7% pomiarów mieści się w granicach błędu do 20%. Dla 12 przypadków (co stanowi 11.5% wszystkich pomiarów) błąd δ_w przekroczył 25%. Należy zwrócić uwagę, że w większości z nich (10) błędy te mają ten sam znak (+), co sugeruje że przyczyną ich nie jest rozrzut statystyczny. W celu sprawdzenia tej hipotezy podzielono uzyskane wyniki na 11 niezerowych klas zgodnie z zaleceniami [181] i przedstawiono na wykresie (rys.73). Kształt wykresu zbliżony do rozkładu dwuwierchołkowego świadczy o niejednorodności badanej grupy wyników. Może być to związane z zawyżaniem przez krzywe Bitter'a obliczonych wartości zużycia Z' w stosunku do wartości zmierzonych Z w zakresie kątów padania ścierniwa $40 \div 50^\circ$. Można przyjąć że przypadki wystąpienia błędów przekraczających 25% nie są wynikiem dokładności wykonanych badań. Takie stwierdzenie upoważnia do traktowania ich jako błędy grube i pominięcia w dalszej analizie. Otrzymany w ten sposób wykres gęstości prawdopodobieństwa błędu ma kształt zgodny z rozkładem Gaussa (rys.74).



Rys.73 Charakterystyka rozkładu gęstości prawdopodobieństwa błędu dla wszystkich



Rys.74 Charakterystyka rozkładu gęstości prawdopodobieństwa błędu dla pomiarów bez uwzględnienia błędów grubych

Dalsze obliczenia zostały wykonane bez uwzględnienia wartości zaznaczonych w tablicy 32 przez zaciemnienie. Warto zwrócić uwagę że błąd przekraczający 25% w 9 przypadkach na 12 dotyczy stopów (3, 9, 11 i 13), które zawierały w stanie surowym duże ilości austenitu (patrz tablica 11 str.39). Problem ten należy wyjaśnić w trakcie dalszych badań.

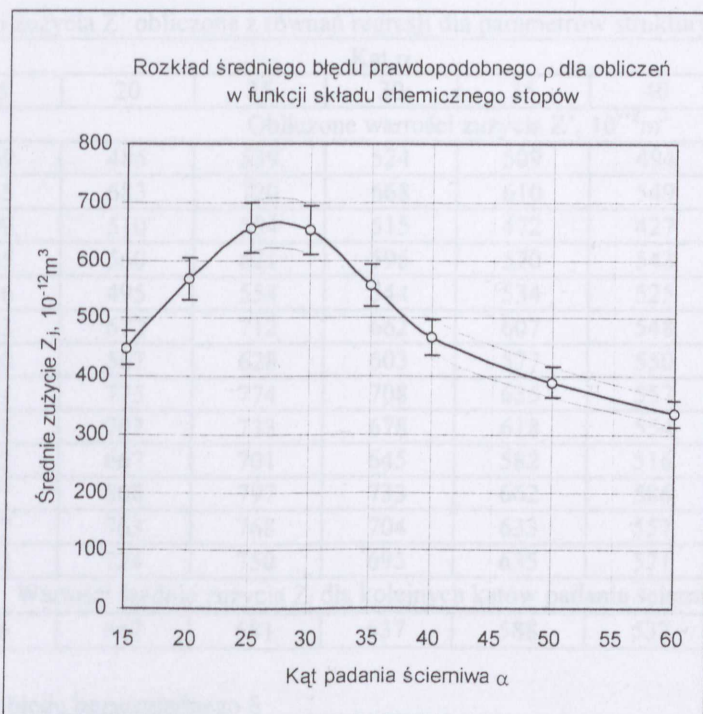
Korzystając z zależności przywołanych na str.125 obliczono błąd średni ϑ (48), odchylenie standardowe σ (49) oraz błąd średni prawdopodobny ρ (50). Uzyskano następujące wartości:

$$\vartheta = 0.077$$

$$\sigma = 0.098$$

$$\rho_b = 0.066$$

Wynika z tego że średni błąd prawdopodobny dla całego analizowanego zakresu nie przekracza wartości $\pm 6.6\%$. Powyższą informację można nanieść na wykres wartości średnich zużycia Z_j w zależności od kąta padania ścierniwa. Wykres ten zamieszczono na rys.75.



Rys.75 Rozkład średniego błędu prawdopodobnego ρ zużycia
średniego Z_j w zależności od kąta padania ścierniwa α dla
obliczeń w funkcji składu chemicznego stopów

Analogiczną analizę wykonano dla procedury wykorzystującej parametry wtórne Bitter'a obliczone z równań regresji w funkcji parametrów struktury stopów ((25 ÷ 28) str.72). Wyznaczone wartości E' , R' , H' oraz y' zamieszczono w tablicy 33. Na ich podstawie określono przewidywany poziom zużycia Z' dla badanych stopów w funkcji kąta padania ścierniwa (tablica 34). Jak poprzednio wyliczono błąd bezwzględny δ i względny δ_w dla wszystkich punktów pomiarowych. Obliczone wartości zamieszczono w tablicy 35 i 36. Przypadki błędów przekraczających 25% wartości zmierzonego zużycia Z zaznaczono przez zaciemnienie w tablicy 36.

Tablica 33. Wtórne parametry Bitter'a obliczone z równań regresji w
funkcji parametrów struktury stopów

Stop	Energia wykruszania E' $\text{J/m}^3 \times 10^8$	Energia skrawania R' $\text{J/m}^3 \times 10^8$	Stała H' $\text{m}^2/\text{N} \times 10^{-10}$	Granica spr. dynamicznej y' $\text{MPa} \times 10^6$
1	21.27	19.27	19.33	31.83
2	72.44	13.52	15.23	31.83
3	73.73	17.54	18.61	31.83
4	24.21	16.49	18.04	31.83
5	18.07	19.02	19.24	31.83
6	64.04	13.71	15.51	31.83
7	24.01	16.31	17.93	31.83
9	486.33	12.30	12.32	31.83
10	85.92	13.22	14.71	31.83
11	156.45	13.68	15.46	31.83
12	163.20	12.05	11.20	31.83
13	285.13	12.43	12.77	31.83
14	75.85	12.96	14.19	31.83

Tablica 34. Wartości zużycia Z' obliczone z równań regresji dla parametrów struktury stopów

stop nr	Kąt α							
	15	20	25	30	35	40	50	60
	Obliczone wartości zużycia Z' , $10^{-12}m^3$							
1	269	485	539	524	509	494	466	442
2	465	683	720	668	610	549	424	307
3	299	510	554	515	472	427	334	247
4	335	560	621	596	570	543	490	442
5	276	495	554	544	534	525	509	497
6	453	672	712	662	607	548	429	316
7	340	567	628	603	577	550	496	447
9	584	775	774	708	635	557	397	247
10	488	702	733	678	618	554	422	298
11	452	667	701	645	582	516	379	251
12	627	808	797	733	662	586	431	284
13	567	763	768	704	633	557	401	255
14	512	724	750	695	635	571	439	315
	Wartości średnie zużycia Z_j dla kolejnych kątów padania ścierniwa							
$Z'_j = \sum Z'_{ij} / 13$	436	647	681	637	588	537	432	334

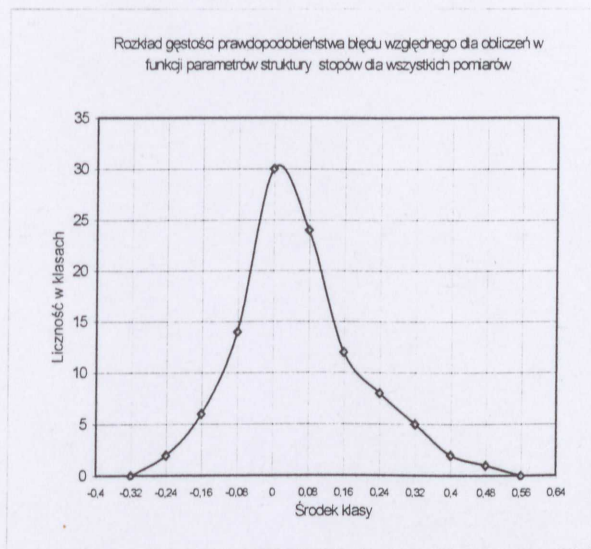
Tablica 35. Wartości błędu bezwzględnego δ

stop nr	Kąt α							
	15	20	25	30	35	40	50	60
	Błąd bezwzględny zużycia δ , $10^{-12}m^3$							
1	-98	106	110	66	4	15	43	76
2	-39	15	-16	-46	-8	66	-5	-81
3	-39	85	63	-16	-42	-59	-26	-55
4	-46	51	58	-21	38	70	69	50
5	-49	50	23	-28	6	18	51	78
6	-31	33	32	-29	36	126	61	-41
7	-3	42	28	9	-5	31	20	24
9	146	215	25	-20	96	173	112	-9
10	-18	74	70	46	0	43	-23	-22
11	-15	65	-66	-94	24	116	84	-2
12	49	156	13	1	111	102	32	2
13	19	117	-9	-23	121	135	54	-36
14	-39	24	-1	-41	16	56	74	-10

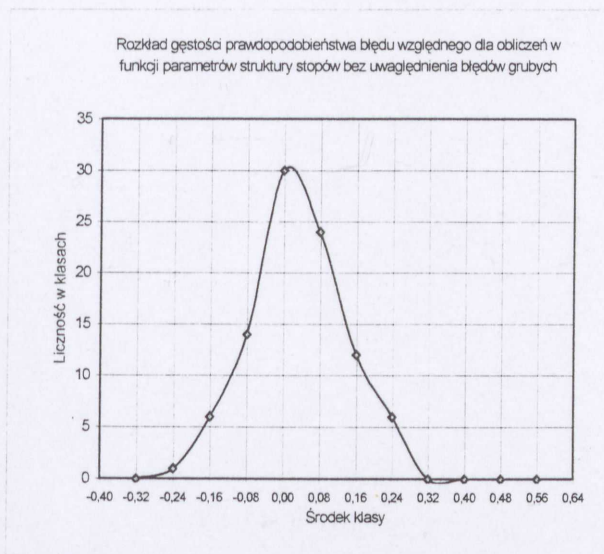
Tablica 36. Wartości błędu względnego δ_w

stop nr	Kąt α							
	15	20	25	30	35	40	50	60
	Błąd względny zużycia δ_w							
1	-0,27	0,28	0,26	0,14	0,01	0,03	0,10	0,21
2	-0,08	0,02	-0,02	-0,06	-0,01	0,14	-0,01	-0,21
3	-0,12	0,20	0,13	-0,03	-0,08	-0,12	-0,07	-0,18
4	-0,12	0,10	0,10	-0,03	0,07	0,15	0,16	0,13
5	-0,15	0,11	0,04	-0,05	0,01	0,04	0,11	0,19
6	-0,06	0,05	0,05	-0,04	0,06	0,30	0,17	-0,11
7	-0,01	0,08	0,05	0,02	-0,01	0,06	0,04	0,06
9	0,33	0,38	0,03	-0,03	0,18	0,45	0,39	-0,04
10	-0,04	0,12	0,11	0,07	0,00	0,08	-0,05	-0,07
11	-0,03	0,11	-0,09	-0,13	0,04	0,29	0,28	-0,01
12	0,08	0,24	0,02	0,00	0,20	0,21	0,08	0,01
13	0,03	0,18	-0,01	-0,03	0,24	0,32	0,16	-0,12
14	-0,07	0,03	0,00	-0,06	0,03	0,11	0,20	-0,03

Tak samo jak w poprzednim przypadku wykreślono charakterystyki rozkładu gęstości prawdopodobieństwa błędu. Zamieszczono je na rys.76 i 77.



Rys.76 Charakterystyka rozkładu gęstości prawdopodobieństwa błędu dla wszystkich pomiarów



Rys.77 Charakterystyka rozkładu gęstości prawdopodobieństwa błędu dla pomiarów bez uwzględnienia błędów grubych

Wpływ błędów grubych na kształt wykresu rys.76 jest mniej intensywny niż miało to miejsce w poprzednim przypadku, tym niemniej w dalszym ciągu jest on jednostronny. Błędy te skupiają się po prawej stronie wykresu co oznacza że wynikają z wartości Z' zawyżonej w stosunku do wartości pomiarowej Z . Po usunięciu z dalszej analizy 11 przypadków, dla których błąd przekraczał 25%, otrzymano typowy rozkład Gaussa.

Korzystając jak poprzednio z zależności przywołanych na str.125 obliczono błąd średni ϑ (48), odchylenie standardowe σ (49) oraz błąd średni prawdopodobny ρ (50). Uzyskano następujące wartości:

$$\vartheta = 0.084$$

$$\sigma = 0.105$$

$$\rho_b = 0.071$$

Oznacza to, że średni błąd prawdopodobny dla całego analizowanego zakresu w tym przypadku nie przekracza wartości $\pm 7.1\%$.

Z porównania otrzymanych wartości liczbowych średniego błędu prawdopodobnego ρ dla dwóch analizowanych przypadków należy stwierdzić, że zastosowanie równań regresji otrzymanych dla składu chemicznego daje nieznacznie lepsze wyniki w stosunku do obliczeń z zastosowaniem równań uzyskanych dla parametrów struktury.



26,-

STOPY SPECJALNE
ZUŻYCIE MATERIAŁÓW
METALOGRAFIA

B-ka Wydz. Mechanicznego

PD-1400

Biblioteka Główna
Politechniki Szczecińskiej

M . 23594



007-023594-00-0