

HUTNIK

CHASOPISMO POŚWIECONE SPRAWOM HUTNICTWA POLSKIEGO

ROK XIII

KATOWICE - GRUDZIEŃ - 1946

ZESZYT 12

INŻ. IGNACY BOREJDO

Nacz. Dyr. C. Z. P. H.

Stan hutnictwa Ziemi Odzyskanych pod panowaniem pruskim.

Struktura techniczna hutnictwa polskiego kształtowała się pod wpływem warunków geopolitycznych dwóch zaborów, na terenach których hutnictwo powstawało. W Kongresówce istniała dość poważna baza surowcowo-rudna w okręgach Kielecko-Radomskim i Częstochowskim oraz tamże niemniej ważne źródła energetyczne w postaci dziewiczych lasów. Te dwa naturalne warunki dały tutaj początek polskiemu hutnictwu. Pod koniec XVIII wieku liczba wielkich pieców dochodzi w tych okolicach do 22. Do największych można zaliczyć huty: w Ostrowcu, Starachowicach, Bodzechowie, Bliżynie, Stąporkowie, Chlewiskach, Furmanowie i Sielpi Wielkiej. Tylko dwie pierwsze huty przetrwały do wybuchu wojny w 1939 r. W 1944 r. barbarzyński okupant zniszczył całkowicie obie, wywożąc z nich ponad 7000 wagonów maszyn i urządzeń. Zakładów Starachowickich nie warto odbudowywać, jako huty. Huta Ostrowiecka została już częściowo odbudowana. Jest to ostatnia huta Staropolska, która powstała w 1885 r. z dawniejszej fabryki Klimkowskiej, założonej w 1837 r. W 1886 r. otrzymuje ona pierwszy w Polsce wielki piec, pracujący na koksie górnośląskim. W trzy lata później zostaje tu wybudowany pierwszy 15-tonowy piec martenowski.

Z chwilą wprowadzenia do produkcji wielkopiecowej koksu i konieczności importu rud, punkt ciężkości polskiego hutnictwa przenosi się z Polski Centralnej do Zagłębia Dąbrowskiego — bliżej Górnego Śląska, skąd przychodzą: koks i rudy importowane. Powstaje tu drugi ośrodek hutnictwa polskiego. Jeszcze w 1842 r. powstaje tu największa w owych czasach huta w Polsce — Huta Bankowa. W la-

tach 1881/83 powstaje szereg nowych hut, jak: „Katarzyna”, walcownia rur Hulczyńskiego, huta „Aleksander” w Milowicach, huta „Puszkina”, później huta w Zawierciu i Częstochowie.

Trzeci ośrodek hutnictwa polskiego powstał pod zaborem pruskim — na Śląsku Górnym i Opolskim. Huty te — odmiennie niż w Polsce Centralnej — powstawały na bazie surowcowej energetycznej, opierając swą produkcję o istniejący tu węgiel koksujący i płomienny. Stąd wszystkie huty wielkopiecowe tego okręgu posiadają własne koksownie i stosunkowo racjonalnie zbudowaną gospodarkę energetyczną. Ze względu na znaczenie tego obszaru przemysłowego, który daje 85% wytwórczości hutniczej Polski, oraz z uwagi na odzywające się ostatnio coraz częściej głosy Niemców, ich protektorów i przyjaciół anglosaskich, że nowa granica niemiecka na wschodzie krzywdzi Niemców, ponieważ oddziela od nich ziemie gospodarcze związane z Rzeszą i ani Rzesza bez naszych Ziemi Odzyskanych, ani te nasze Ziemie bez związku z Rzeszą normalnie rozwijać się nie mogą, warto naszkicować choć krótki rys historyczny rozwoju przemysłowego tych ziem, z którego wynika niezbicie, że nie tylko twierdzenia naszych wrogów są bezpodstawne, ale że sprawa przedstawia się wprost przeciwnie, że nasze Ziemie Zachodnie nie mogą rozwijać się bez łączności z Macierzą i oderwane od całości Rzeczypospolitej wegetować będą dalej tak, jak wegetowały pod panowaniem pruskim, że Układ Genewski z 15 maja 1922 r., oddający Polsce tylko część Śląska, zarówno dla nas, jak i dla całości prastarych ziem polskich, był krzywdzący. Dopiero Umowa Poczdamka,

ustalająca nasze obecne granice zachodnie, poprawiła błąd, popełniony po pierwszej wojnie światowej.

W 1913 r. istniały na Śląsku niżej wymienione przedsiębiorstwa przemysłu hutniczego:

1. „Bismarckhütte“ S. A. w Chorzowie z hutami:
 - a) „Bismarka“ (późniejszy „Batory“) z następującymi oddziałami: stalownią, walcownią, prasownią i młotownią, walcownią rur i walcownią zimną.
 - b) „Falva“ (późniejszy „Florian“) w Świętochłowicach z następującymi oddziałami: koksowni, wielkopiecowy, stalowni, walcowni, rurowni, walcowni zimnej, odlewni i warsztatu konstrukcyjnego.
 2. Zakłady Borsiga S. A. z oddziałami: koksowni, wielkich pieców, stalowni, walcowni, oddziału pudlarskiego, prasowni i młotowni.
 3. Huta Donnersmarcka S. A. w Zabrze, posiadająca koksownię, wielkie piece, odlewnię żeliwa i rur, warsztat konstrukcyjny i fabrykę maszyn.
 4. Górnośląska Spółka Akcyjna dla Nawierzchni Kolejowej w Gliwicach z hutami:
 - a) „Pokój“ w Nowym Bytomiu, posiadająca oddziały: koksownię, wielkie piece, stalownię martenowską i thomasowską, walcownię, prasownię i młotownię.
 - b) Stalownia w Gliwicach z następującymi oddziałami: stalownią, prasownią i młotownią, rurownią, odlewnią staliwa i żeliwa.
 - c) Walcownia „Zawadzki“ w Zawadzkiem z oddziałem pudlarskim i walcownią.
 5. Górnośląski Przemysł Żelazny S. A. w Gliwicach, posiadający następujące huty:
 - a) „Julia“ w Bobrku z koksownią, wielkimi piecami, stalownią martenowską i walcownią wlewków (blooming),
 - b) „Baildon“ w Katowicach: stalownia, walcownia i oddział pudlarski;
 - c) „Hermina“ w Łąbędach — walcownie gorące i zimne;
 - d) Druciarnia w Gliwicach.
 6. Huta „Silesia“ w Paruszowcu — walcownia blachy cienkiej i emaliernia.
 7. Zjednoczone Huty „Królewska i Laura“ S. A. w Berlinie o następujących hutach:
 - a) „Królewska“ w Chorzowie, posiadająca: koksownię, wielkie piece, stalownię martenowską i thomasowską, walcownię, prasownię, odlewnię, fabrykę zestawów kołowych i warsztat konstrukcyjny.
 - b) „Laura“ w Siemianowicach — posiadająca: wielkie piece, stalownię martenowską, piece pudlarskie, walcownię, rurownię i walcownię zimną.
 - c) „Zgoda“ w Świętochłowicach — odlewnia staliwa i żeliwa, warsztat konstrukcyjny i fabryka maszyn.
 8. Katowicka Spółka Akcyjna dla Górnictwa i Hutnictwa, w skład której wchodziły huty:
 - a) „Hubertus“ (późniejszy „Zygmunt“) w Łagiewnikach, o oddziałach: koksowni, wielkopiecowym, odlewni staliwa i żeliwa, stalowni martenowskiej i warsztacie konstrukcyjnym.
 - b) „Marta“ w Katowicach — piece pudlarskie i walcownie.
 9. Królewskie Huty w Gliwicach i Ozimku, posiadające: odlewnie żeliwa i staliwa, warsztaty konstrukcyjne i fabryki maszyn.
- W wymienionych zakładach było zatrudnionych w 1913 r. ogółem 48 tys. robotników. Wyposażenie techniczne tych zakładów było następujące:
- W oddziałach wielkopiecowych:
36 wielkich pieców (czynnych 29).
- W odlewniach staliwa i żeliwa:
53 żeliwiaki,
10 pieców płomieniowych,
4 piece martenowskie o wyprawie zasadowej,
8 pieców martenowskich o wyprawie kwaśnej.
- W stalowniach:
5 mieszalników,
4 żeliwiaki,

5 konwertorów thomasowskich,
52 piece martenowskie o wyprawie zasadowej,
1 piec martenowski o wyprawie kwaśnej,
97 pieców pudlarskich.

42 walcownie różne,
66 młotów,
13 pras.

W walcowniach, prasowniach i młotowniach:

5 walcowni wlewków,
39 walcowni grubych, średnich i małych,
3 walcownie uniwersalne,
26 walcowni blachy grubej i cienkiej,

Po podziale Śląska zakłady, wymienione w punktach: 2, 3, 4b, 4c, 5a, 5c, 5d i 9 zostały po stronie niemieckiej Śląska, wszystkie pozostałe przeszły do Polski.

Zobaczmy jak rozwijała się produkcja hutnicza po podziale Śląska na obszarach, które pozostały u Niemców (tj. na obecnych naszych Ziemiach Odzyskanych).

Tabela poniższa przedstawia rozwój produkcji głównych wytworów hutniczych oraz rozwój zatrudnienia na hutach Śląska niemieckiego od 1927 do 1935 r.:

Rok	P r o d u k c j a w t o n a c h					
	Surówka	Stal surowa	Półfabrykały do sprzedaży	Gotowe wyroby walcowane wraz z kutymi i prasowanymi	Wyroby lane	Stan zatrudnienia (załoga)
1927	311.038	582.670	49.806	400.178	46.194	17.445
1928	247.755	523.168	46.200	368.502	36.626	16.051
1929	180.194	533.632	34.381	383.032	38.047	15.014
1930	86.524	352.278	25.001	254.686	24.054	11.900
1931	59.159	308.107	16.185	231.486	16.505	9.682
1932	30.919	188.661	11.104	142.467	7.547	6.799
1933	53.244	210.344	13.750	161.129	15.202	7.557
1934	119.902	320.156	10.159	235.981	23.102	9.566
1935	175.165	390.818	10.603	276.251	24.229	11.283

Widzimy więc, że produkcja surówki spadła w tym okresie z 311.038 na 175,165 ton, tj. o 44%, produkcja stali surowej z 582,670 na 390,818 ton, tj. o 34%, produkcja półfabrykatów z 49,806 na 10,603 tony, tj. o 79%, gotowych wyrobów walcowanych, kutych i prasowanych z 400.178 na 276.251 tonę, tj. o 31%, wyrobów lanych z 46.194 na 24.229 ton, tj. o 48%. Zatrudnienie spadło o 35%. Należy zwrócić uwagę, że do porównania wzięliśmy lata 1934/35, tj. lata wysokiej koniunktury na stal w Niemczech z uwagi na przygotowania wojenne Trzeciej Rzeszy.

Jeszcze ciekawsza jest następną tablicą, ilustrującą udział procentowy hutnictwa śląskiego w ogólnej produkcji hutniczej Niemiec.

Widzimy, że udział surówki z 2,37% w 1927 r. spadł do 1,36% w 1935 r., udział stali z 3,57% w 1927 r. spadł do 2,38% w 1935 r., a udział wyrobów walcowanych z 3,36% spadł do 2,42% w tych samych latach. Ponadto tabela wska-

zuje, że nawet wielkie zbrojenia hitlerowskie, rozpoczęte w 1933 r., nie miały wpływu na zwiększenie udziału procentowego produkcji stali surowej i gotowych wyrobów walcowanych w niemieckiej części Górnego Śląska i w latach tych udział procentowy systematycznie dalej spada.

W %/0/0

Rok	Surówka	Stal surowa	Gotowe wyroby walcowane
1927	2,37	3,57	3,36
1928	2,10	3,60	3,50
1929	1,34	3,29	3,41
1930	0,90	3,05	3,13
1931	0,97	3,71	3,94
1932	0,79	3,28	3,35
1933	1,01	2,76	2,95
1934	1,37	2,69	2,81
1935	1,36	2,38	2,42

Spadek produkcji hutniczej w cyfrach bezwzględnych oraz zmniejszenie się udziału pro-

centowego hutnictwa niemieckiej części Śląska w ogólnej wytwórczości hutniczej Rzeszy nie są przypadkowe, a znajdują swe uzasadnienie w przynależności tych ziem do obcego organizmu gospodarczego, posiadającego inne ośrodki produkcyjne, korzystniej położone i technicznie lepiej wyposażone. Postaram się w dalszym ciągu tezę tę uzasadnić, drogą rozważenia warunków zbytu.

W broszurce „Die Oberschlesische Eisenindustrie“ dra Tittlera, wydanej w 1932 r., czytamy następujące stwierdzenia:

„Niekorzystne położenie geograficzno-transportowe Górnego Śląska na południowo-wschodnim krańcu Rzeszy, brak sprawnej drogi wodnej i chłonnego rynku w najbliższej okolicy tego okręgu oraz zaobserwowane od dziesiątków lat tendencje krajów ościennych do odgródzenia się wysokimi murami celnymi od importu górnośląskich wyrobów żelaznych, utrudniały bardzo zbyt górnośląskiego przemysłu hutniczego“.

„Nawet potrzeb miejscowych na wyroby hutnicze nie pokrywał górnośląski przemysł hutniczy (tj. w niemieckiej części Śląska), ponieważ napotykał tutaj ostrą konkurencję hut zachodnio-niemieckich, hut nadmorskich i nawet zagranicznych, pomimo istnienia ceł wwozowych, (np. surówka indyjska oraz belgijskie żelazo prętowe i profile docierały nawet do Wrocławia). W tych okolicznościach konsumenci miejscowi, niestety, nie pokrywają — jak na to wskazuje statystyka — swych potrzeb wyrobami hutnictwa miejscowego“.

Dalej czytamy: „Spadek ilościowy produkcji i zbytu jest nadzwyczaj duży. Największy zbyt w kraju w 1924 r. wyniósł 97.681 ton, tj. około 37% ówczesnej globalnej produkcji surówki. W 1929 r. spadł zbyt jeszcze niżej i stanowił zaledwie 10% całkowitej produkcji, jednak nieco wzrósł w latach 1930 i 1931“.

Tabela poniższa przedstawia w jakich częściach Niemiec zbywana była produkcja surówki niemieckiej części Górnego Śląska:

Lata	Wysyłka surówki górnośląskiej				
	Całkowita sprzedaż krajowa	Z tego			
		Dolny Śląsk i Wrocław		Brandenburgia z Berlinem	
	ton	ton	%	ton	%
1911	50.304	33.483	66,5	967	1,9
1913	34.013	25.384	74,7	1.546	4,5
1929	25.150	8.457	33,6	1.906	7,6
1930	13.793	2.796	20,3	1.815	13,1

Z zestawienia wynika, że zbyt surówki w kraju ustawicznie malał. Dolny Śląsk i Wrocław w coraz mniejszym stopniu pokrywają swe potrzeby wyrobami śląskimi i chociaż udział procentowy Brandenburgii i Berlina w nabywaniu surówki śląskiej wzrasta, jednak wysokość bezwzględna zakupów prawie się nie zmienia.

Podana niżej tabela jeszcze dobitniej akcentuje słabą rolę, jaką odgrywał przemysł górnośląski w zaopatrywaniu naszych obecnych Ziemi Odzyskanych w swe własne wytwory, wówczas, gdy Ziemie te jęczały pod zaborem pruskim:

Obszar zaopatrywany	1913 r.			1929 r.			1930 r.		
	Zużycie całkowite	Z tego pochodzenia górnośląskiego		Zużycie całkowite	Z tego pochodzenia górnośląskiego		Zużycie całkowite	Z tego pochodzenia górnośląskiego	
		ton	ton		%	ton		ton	%
Dolny Śląsk łącznie z Wrocławiem	62132	25384	40,9	59442	8457	14,2	33331	2796	8,4
Brandenburgia łącznie z Berlinem	102225	1546	1,5	85852	1906	2,2	47288	1815	4,0

A zatem Dolny Śląsk razem z Wrocławiem pokryły w 1930 r. zaledwie 8,4%, a Brandenburgia z Berlinem zaledwie 4% swego zapotrzebowania na surówkę z hut górnośląskich. Udział procentowy Górnego Śląska w zaopatrywaniu

w surówkę Dolnego Śląska z Wrocławiem spadł pięciokrotnie w stosunku do 1913 r.

Tabela poniższa podaje skąd głównie sprowadzały swą surówkę: Wrocław, Dolny Śląsk, Berlin i Brandenburgia:

Okręg	Całkowite zużycie	Z t e g o				
		z Hanoweru	z Turynгии	z Nadrenii i Westfalii	z Górnego Śląska	
		ton	ton	ton	ton	%
1929 r.						
Wrocław	6.276	—	20	1.048	3.448	54.9
Dolny Śląsk	53.166	5.287	7.670	11.125	5.009	9.4
Berlin	46.618	137	1.695	19.697	1.885	4.0
Brandenburgia	39.234	266	830	16.677	21	0.05
1930 r.						
Wrocław	5.386	—	55	1.571	1.080	20.0
Dolny Śląsk	27.945	3.340	5.099	3.942	1.716	6.1
Berlin	27.061	2.494	2.241	8.278	1.740	6.4
Brandenburgia	20.227	431	1.248	3.910	75	0.4

A zatem Wrocław i Dolny Śląsk w 1930 r. sprowadziły z Westfalii 5000 ton surówki. To było przyczyną, że przemysł hutniczy niemieckiego Górnego Śląska, nie znajdując zbytu, coraz bardziej upadał. Z 12 wielkich pieców, znajdujących się w tej części Śląska, w 1931 r. był czynny tylko jeden.

Dotychczas mówiliśmy o produkcji i zbycie surówki. Zupełnie podobnie przedstawia się sprawa z produkcją i zbytem wyrobów gotowych na rynku wewnętrznym. W cytowanej wyżej broszurce dra Tittlera znajdujemy na str. 33 następujące rozważania: „Na zbyt wyrobów gotowych górnośląskiego przemysłu hutniczego ma silny wpływ znaczna odległość rynkowa przemysłu górnośląskiego, położonego na

południowo-wschodnim krańcu Rzeszy, od głównych konsumentów stali. Główne surowce muszą pokonać znaczne odległości do zakładów, co zwiększa koszt własny, poza tym w najbliższej odległości od hut brak pojemnego rynku konsumcyjnego, jak to ma miejsce w zachodnio-niemieckim okręgu hutniczym. Z tego wynika, że gotowe wyroby muszą przejść duże odległości, nim dotrą do odbiorcy”. „Wszystkie te okoliczności sprawiają, że stal górnośląska nie może opanować całkowicie nawet własnego rynku śląskiego”.

Dlatego też produkcja hut górnośląskich z roku na rok katastrofalnie spadała, jak to wskazuje niżej przytoczona tabela:

Wysyłka gotowych wyrobów z hut górnośląskich niemieckiej części Górnego Śląska					
Rok	Dółprodukty	Gotowe wyroby walcow.	Wyroby żeliwne	Wyroby stalowe	Razem sprzedaż krajowa
	ton	ton	ton	ton	ton
1925	50.492	133.096	28.878	8.702	221.168
1926	37.436	185.409	29.211	5.838	257.894
1927	11.990	268.020	43.628	9.898	333.536
1928	8.860	252.032	37.457	8.504	306.883
1929	9.572	235.275	35.412	10.104	290.363
1930	5.036	152.976	21.979	6.824	186.815
1931	3.349	95.102	14.384	5.080	117.915

Ponieważ nasza statystyka — niestety — urywa się na roku kryzysowym, co może wywołać podejrzenie stronniczości naszych rozumowań, przytaczamy drugie zestawienie dla lat 1929 i 1930, charakteryzujące udział procentowy górnośląskiej produkcji hutniczej w zaopatrywaniu

tych obszarów, dla których parytet frachtowy jest bardziej korzystny w stosunku do hut górnośląskich, niż w stosunku do hut zachodnio-niemieckich, tj. obszarów, które powinny być w pierwszym rzędzie zaopatrywane przez huty górnośląskie:

Obszar zaopatrywany	Zużycie całkowite ton	Z tego z Górnego Śląska		Z t e g o					
		ton	%	Żelazo prętowe, formowe, blachy itd.		R u r y		D r u t	
				ton	Z tego, z Górn. Śl.	ton	Z tego, z Górn. Śl.	ton	Z tego, z Górn. Śl.
1929									
Prusy Wschodnie bez portów	70938	10232	14.4	24103	8010	4891	671	3989	692
Porty Prus Wschodnich	61808	7427	12.0	16155	4540	5251	713	2331	580
Pomorze bez portów	86892	4072	4.7	26398	2681	5348	264	1611	307
Porty pomorskie	95688	15978	16.7	22073	3665	17690	6953	3350	2296
Wschodni obszar graniczny	23025	1922	8.3	7429	1163	1514	85	713	206
Wrocław	144723	40099	27.7	56263	21153	15188	8000	3818	2515
Dolny Śląsk	222472	59372	26.7	107146	39088	16224	4100	6361	4165
Berlin	803366	60646	7.5	448697	39805	93652	7853	25732	4044
Brandenburgia	348421	27225	7.8	136112	15997	36812	2856	10097	2215
Saksonia bez Lipska	515685	31047	6.0	257636	17536	41597	1847	26248	6834
Razem . .	2373018	258020	10.9	1101832	153638	238167	33342	84250	23854
1930									
Prusy Wschodnie bez portów	60377	7618	12.6	16307	5590	3745	574	3161	449
Porty Prus Wschodnich	46517	8431	18.1	18004	5693	3386	683	1835	906
Pomorze bez portów	71970	3116	4.3	21783	1702	3810	136	1779	356
Porty pomorskie	78335	15505	20.0	15818	4233	15949	7900	1866	1094
Wschodni obszar graniczny	20209	1446	7.1	5419	694	1917	138	726	174
Wrocław	107226	30660	28.6	45904	17985	9919	4553	2872	2033
Dolny Śląsk	177188	47477	26.8	79783	29917	14488	3160	5185	3340
Berlin	539929	30897	5.7	243392	15380	64906	4505	18569	3444
Brandenburgia	253136	13796	5.4	93161	7518	26770	1973	7703	1369
Saksonia bez Lipska	326143	17071	5.2	161757	9356	19716	244	19394	4588
Razem . .	1681030	176017	10.5	701328	98068	164606	23866	63090	17753

Tabela ta wskazuje na coś wręcz przeciwnego. Na ogólną ilość otrzymanych w tych obszarach wyrobów stalowych w 1929 r., tj. 2.373.018 ton, tylko 10,9%, tj. 258.020 ton jest pochodzenia górnośląskiego, a w 1930 r. udział ten spada do 10,5%. Nawet Wrocław i Dolny Śląsk pokrywają swe zapotrzebowanie na wyroby stalowe tylko w 27,7% wzgl. 26,7% wyrobami z hut górnośląskich, Berlin tylko 7,5%, Brandenburgia — 7,8%. W 1930 r. ten udział procentowy dla Berlina i Brandenburgii jeszcze bardziej spada i wynosi tylko 5,7% wzgl. 5,4%.

Wszystko to dowodzi, że górnośląski przemysł hutniczy w ramach niemieckiego systemu gospodarczego nie miał żadnych warunków bytu i rozwoju i z roku na rok kurczył się i zanikał. I tak zostały zlikwidowane zakłady Borsiga, oddziały hutnicze huty Donnersmarcka w Zabrze i huta Gliwicka. Nie ulega wątpliwości, że tylko dzięki gwałtownym przygotowaniom

Hitlera do wojny reszta hut została utrzymana; przy pokojowym rozwoju wypadków groziła im również zagłada.

Skorzystamy jeszcze raz z cytowanej broszurki jubileuszowej dra Tittlera i przytoczymy stamtąd jeszcze jeden ustęp o robotnikach górnośląskich. Píše on (str. 43):

„Hutnik górnośląski jest od pokoleń przyzwyczajony do wyteźonej, ciężkiej i po części bardzo odpowiedzialnej pracy na hutach. Jest on doskonały z powodu swej zręczności, pilności oraz wytrzymałości i posiada wybitną zdolność znoszenia trudu pracy na hucie w żarze i kurzu. Z drugiej strony jest on łatwo dostępny dla obcych wpływów i — szczególnie w masie — daje się łatwo podburzyć”.

Aluzja bardzo wyraźna. Ten łatwo dający się podburzyć robotnik — to robotnik polski, buntujący się przeciwko germanizacji jego dzieci, przeciwko uciskowi pruskiemu.

Tak w świetle cyfr i faktów wygląda „prawda”, głoszona przez Niemców i ich protektorów anglosaskich, że nasze Ziemie Odzyskane są niemieckie i że Niemcy bez nich egzystować nie mogą.

Dopiero teraz, po usunięciu trwającej wieki niesprawiedliwości, Ziemie Odzyskane zaczynają pulsować nowym życiem. Tam, gdzie

dawniej huty były likwidowane, pomimo istnienia dogodnych warunków naturalnych dla ich rozwoju, dzisiaj powstaną nowe, a ten „łatwo dający się podburzyć” i dający posłuch „obcym” wpływom robotnik śląski, po wyzwoleniu go spod swoistej „opieki” władców pruskich, czujący się znów częścią Narodu, z którego został siłą wyrwany, daje dowody niekłamane entuzjazmu i bohaterstwa pracy.

DR ADAM BIELAŃSKI

Akademia Górnicza

O zjawisku dyfuzji w metalach stałych.

Zjawisko dyfuzji w metalach stałych jest podstawą wielu procesów technicznych, jak np. nawęglania, azotacji, kaloryzacji, szarardyzacji, otrzymywania stopów przez spiekanie sproszkowanych metali, zmiękczenia stali perlitycznych przez wyżarzanie itd. W ostatnich 20 latach poświęcono mu szereg prac o charakterze zarówno doświadczalnym jak i teoretycznym. Celem niniejszego artykułu jest związane przedstawienie ich najważniejszych wyników.

Podstawowe prawa dyfuzji w metalach stałych.

Pierwsze obserwacje naukowe zjawisk, związanych z dyfuzją w metalach stałych, zawdzięczamy Faradayowi i Stodartowi¹⁾, którzy stwierdzili, że w czasie wygrzewania żelaza i platyny w temperaturach, leżących znacznie poniżej temperatury topienia obu metali, tworzy się wzdłuż powierzchni ich zetknięcia roztwór stały. Jednakże dopiero w 1896 r. zostały ogłoszone pierwsze wyniki badań ilościowych nad dyfuzją w metalach stałych. Była to praca Roberta - Austena nad dyfuzją złota w ołowiu²⁾. Uczony ten wygrzewał w ciągu kilku tygodni przy stałej temperaturze, cylindryczne kawałki ołowiu, pozostające w ścisłym kontakcie z również cylindrycznymi kawałkami złota lub stopu złota z ołowiem. Po oziębieniu cylinderki rozkrawano na cienkie plasterki, w których oznaczano zawartość złota. Z wyników tych oznaczeń wyliczano współczynnik dyfuzji wg prawa Ficka (jest to prawo, wypowiedziane pierwotnie w 1855 r. w odniesieniu do dyfuzji w gazach i cieczach). Prace Roberta - Austena i innych badaczy wykazały wszakże, iż jest ono słuszne również i w przy-

padku dyfuzji w ciałach stałych. Zgodnie z nim ilość substancji dm , dyfundującej przez dany przekrój roztworu, jest proporcjonalna do jego powierzchni q , do czasu obserwacji dt oraz do spadku koncentracji $\frac{dc}{dx}$ panującego w danym miejscu (dc różnica koncentracji w dwu miejscach, odległych od siebie o dx). Zależność tę wyrażamy równaniem:

$$dm = -D \cdot \frac{dc}{dx} \cdot dt \cdot q \dots (1)$$

Stała proporcjonalności D nosi nazwę współczynnika lub stałej dyfuzji i ma wymiar cm^2/sec lub $cm^2/dzień$, zależnie od jednostek użytych do obliczenia. Wartość jej odpowiada ilości substancji dyfundującej przez powierzchnię jednego cm^2 w ciągu 1 sekundy (lub 1 dnia) przy spadku koncentracji, wynoszącym 1 jednostkę na 1 cm . Tablica Nr 1 podaje wartości współczynników dyfuzji złota w ołowiu przy różnych temperaturach wg pomiarów Roberta - Austena.

Tablica Nr 1. Współczynniki dyfuzji złota w ołowiu przy różnych temperaturach.

Temperatura C°	Współczynnik dyfuzji w $cm^2/dzień$
100	0,00002 0,00002
165	0,004 0,005
200	0,007 0,008
251	0,023 0,030
492	3,00 3,07

Roberts-Austen wykonał również pomiary dyfuzji złota w ołowiu przy temperaturze pokojowej (ok. 18°). Doświadczenia te zostały wykonane w ten sam sposób, jak i poprzednio opisane, czas trwania przedłużono jednak do 4 lat. Celem oznaczenia postępu dyfuzji w bloczku ołowianym zbierano z niego cienkie warstwy, równoległe do powierzchni. Grubość pierwszej wynosiła ok. 0,75 mm, następnych 2,3 mm. W pierwszych 4-ch znaleziono ilości złota, dające się oznaczyć analitycznie, w następnych — tylko nieznaczne ślady.

Praca Roberts-Austena zapoczątkowała rozległe badania nad dyfuzją w metalach stałych. Zasady pomiaru pozostały niezmienione również i u jego następców. Dwa metale, zetknięte możliwie jak najściślej (sprasowanie, elektrolityczne wydzielenie warstwy jednego metalu na drugim itp.), wygrzewa się przy określonej temperaturze w ciągu pewnego czasu, dochodzącego nieraz do kilku tygodni. Po ochłodzeniu oznacza się koncentrację metalu dyfundującego w metalu, stanowiącym podłoże dyfuzji na różnych głębokościach. Tego rodzaju analiza wymaga b. subtelnych metod. Największe usługi oddaje tu analiza spektralna i rentgenowska. Równoległe do niej przeprowadza się obserwacje mikroskopowe zachowania się warstwy dyfuzyjnej pod wpływem różnych odczynników wytrawiających. Mierzono również zmiany oporu elektrycznego, następujące na skutek wzajemnego przenikania się metali itd. Rozmaitość metod jest tu dość duża ale wiele z nich nie ma charakteru ogólnego i daje się zastosować tylko w pewnych określonych przypadkach. Jako przykład tego rodzaju warto wspomnieć o interesujących badaniach Weissa³⁾ nad dyfuzją antymonu w srebrze. Pragnął on wyeliminować takie czynniki, wywierające niewątpliwy wpływ na wyniki pomiarów, jak niedostateczny kontakt metali i odkształcenia mechaniczne. W pracach swych posługiwał się stopem Ag—Sb, zawierającym 14% Sb. W stanie równowagi stop ten jest jednorodny, przez odpowiednie jednak traktowanie można doprowadzić do wydzielenia się w nim związku Ag₃Sb, jako osobnej fazy, zabarwiającej się na fioletowo pod działaniem roztworu chlorku żelazowego. W czasie wygrzewania stop ulega oczywiście homogenizacji. Czas, w ciągu którego znikają poszczególne ziarna Ag₃Sb, daje się łatwo wyznaczyć przy pomocy badań mikroskopowych. Szyb-

kość rozpuszczania się tego związku jest zarazem miarą szybkości dyfuzji antymonu w srebrze.

Jeżeli koncentracje substancji dyfundującej nie są duże, współczynnik dyfuzji nie zależy od jej stężenia. Przy wyższych koncentracjach zależność taka daje się często zauważyć. Między innymi obserwowano ją w wypadku dyfuzji cynku w mosiądku⁴⁾. Przy zawartości 9,58% Zn współczynnik dyfuzji przy 641° wyniósł $0,0507 \cdot 10^{-12} \text{ cm}^2/\text{sek}$, a przy zawartości 29,08% Zn wzrósł do $0,226 \cdot 10^{-12} \text{ cm}^2/\text{sek}$. Podwyższona temperatura jeszcze bardziej pogłębiła te różnice. Przy 884° znaleziono w pierwszym stopie $D = 6,33 \cdot 10^{-12} \text{ cm}^2/\text{sek}$ a w drugim $33,6 \cdot 10^{-12} \text{ cm}^2/\text{sek}$. Podobne zachowanie wykazują również układy: Au—Pd, Au—Pt, Au—Ni i Cu—Ni.

Szybkość dyfuzji metalu A w metalu B jest na ogół różna od szybkości dyfuzji w kierunku przeciwnym. Z reguły dyfuzja metalu o wysokiej temperaturze topienia w metalu łatwo topliwym jest szybka, odwrotna zaś powolna. Złoto dyfunduje stosunkowo szybko w ołowiu lecz ołów w złocie nadzwyczaj powoli.

Wartość stałej D podajemy zawsze w odniesieniu do metali, które nie podlegały żadnym odkształceniom mechanicznym. W metalu odkształconym dyfuzja przebiega znacznie szybciej.

O zależności stałej dyfuzji od kierunku krytalograficznego niewiele jeszcze można powiedzieć. Pewne efekty anizotropowe stwierdzono w przypadku bizmutu (układ trygonalny), nie znaleziono ich natomiast w miedzi (układ regularny.⁵⁾)

Wpływ temperatury na dyfuzję.

Znaleziona doświadczalnie zależność współczynnika dyfuzji od temperatury daje się ująć w równanie kształtu:

$$D = A \cdot e^{-\frac{Q}{RT}} \dots \dots \dots (2)$$

gdzie A i Q są stałymi, wyznaczanymi z pomiarów, R — stała gazowa ($1,98 \text{ kal/mol } ^\circ\text{C}$), e — zasada logarytmów naturalnych i T — temperatura bezwzględna. W tablicy Nr 2 zestawiono liczbowe wartości stałych A i Q oraz D dla niektórych przykładów (wg D'Ans i Lax: Taschenbuch für Chemiker und Physiker, 1943).

Tablica Nr 2.

Metal dyfundujący	Ośrodek dyfuzji	Temperatura °C	Spółczynnik dyfuzji D w $\text{cm}^2/\text{dzień}$	Stała A w $\text{cm}^2/\text{dzień}$	Stała Q w kal/mol
Ag	Al	462	$1,7 \cdot 10^{-5}$		
Ag	Pb	250 285	$2,6 \cdot 10^{-3}$ $7,9 \cdot 10^{-3}$	$6,5 \cdot 10^3$	15200
Al	Cu	500 850	$15,0 \cdot 10^{-7}$ $1,9 \cdot 10^{-4}$	$6,20 \cdot 10^2$	39200
Au	Ag	491 1120	$2,2 \dots 5,7 \cdot 10^{-12}$ $5,5 \cdot 10^{-4}$	46	29800
Au	Cu	400 970	$3,7 \dots 6,2 \cdot 10^{-8}$ $1,2 \cdot 10^{-4}$	0,59	22500
Au	Pb	100	$1,7 \cdot 10^{-5}$	$3,0 \cdot 10^4$	14000
Bi	Pb	250	$3,2 \cdot 10^{-5}$	$1,6 \cdot 10^3$	18400
Cd (stop Ag + 2% atom. Cd)	Ag	650 895	$2,2 \cdot 10^{-5}$ $1,1 \cdot 10^{-3}$	4,18	22350
Pb (Tor B)	Pb	165 260 324	$6 \cdot 10^{-11}$ $6 \cdot 10^{-7}$ $1,4 \cdot 10^{-4}$	$5,8 \cdot 10^5$	28000
Sb (stop Ag + 2% atom. Sb)	Ag	650 895	$3,3 \cdot 10^{-5}$ $3,7 \cdot 10^{-4}$	4,88	21700
Sn	Cu	400 850	$4,1 \cdot 10^{-8}$ $3,4 \cdot 10^{-4}$	$3,55 \cdot 10^2$	31200
Sn	Pb	245 285	$2,7 \cdot 10^{-6}$ $1,4 \cdot 10^{-5}$	$3,5 \cdot 10^5$	26200
Tl	Pb	250 285	$1,9 \cdot 10^{-5}$ $2,7 \cdot 10^{-5}$	$2,2 \cdot 10^3$	19400
Zn	Cu	360 880	$8,3 \cdot 10^{-8}$ $4,8 \cdot 10^{-5}$	0,26	19700
C	Fe (elektrolityczne)	925	$9,94 \cdot 10^{-3}$		
Si	Al	462	$3,1 \cdot 10^{-5}$		

Po zlogarytmowaniu równania (2) otrzymujemy wyrażenie:

$$\ln D = \ln A - \frac{Q}{R} \left(\frac{1}{T} \right) \quad (3)$$

Wykres $\ln D$ jako funkcji $\left(\frac{1}{T} \right)$ stanowi linię prostą (rys. 1). Znając kąt jej nachylenia w stosunku do osi odciętych, możemy obliczyć stałą Q ($\text{tg} \alpha = \frac{Q}{R}$). Rzędna punktu przecięcia się wykresu z osią rzędnych daje nam natomiast wartość $\ln A$.

Analogiczną postać wykładniczą ma również półempiryczny wzór Langmuira i Dushmanna (1922)⁶⁾, odnoszący się do dyfuzji w kryształach pojedynczych:

$$D = \frac{Q}{N \cdot h} a^2 \cdot e^{-\frac{Q}{RT}} \quad (4)$$

(N — stała Avogadry, h — stała Plancka, a — średni odstęp pomiędzy dwoma punktami siatki, w których kolejno zatrzymuje się dyfundujący atom) oraz wzór Van Liempta (1931)⁷⁾, oparty na rozważaniach kinetycznych a wprowadzony dla pojedynczych kryształów układu regularnego. Stałej Q , występującej we wzorach (2) i (4), wyrażającej się w kaloriach na mol, przypisuje się głębsze znaczenia fizyczne. Mianowicie przyjmujemy, że tylko te atomy są zdolne do dyfuzji, które są obdarzone dostateczną ilością energii, przewyższającą jej przeciętną zawartość w innych atomach. Ta ilość energii, przeliczona na 1 mol dyfundującej substancji, zwana ciepłem rozluźnienia siatki przestrzennej (ang.: heat of lattice loosening, niem.: Auflockerungswärme), równa się właśnie stałej Q . Jest to wielkość analogiczna do ciepła aktywacji w reakcjach chemicznych.

Dyfuzja gazów przez metale stałe.

Przechodząc do opisu zjawisk dyfuzji gazów przez metale stałe, musimy obok praw ogólnych już opisanych, wziąć jeszcze pod uwagę pewne dodatkowe czynniki. Chodzi tu o tzw. aktywowaną adsorbcję gazów na powierzchni metalicznej. Adsorbcji aktywowanej ulegają gazy zdolne do wchodzenia w połączenia chemiczne z danym metalem, w odróżnieniu od zwykłej (tzw. fizycznej) adsorbcji. W pewnym zakresie temperatur wzrasta ona w miarę podgrzewania. Azot na miedzi nie ulega adsorbcji aktywowanej i nie dyfunduje przez nią, dyfunduje natomiast przez żelazo, na którym jest adsorbowany w sposób aktywny. Czynniki, zmieniające zdolność adsorbcyjną powierzchni metalicznej, mają duży wpływ na szybkość dyfuzji. Wg Smithellsa i Ransleya⁷⁾ wytrawienie polerowanej powierzchni żelaza rozcieńczonym kwasem azotowym spowodowało 10-krotne zwiększenie szybkości dyfuzji wodoru. Utlenienie i zredukowanie wypolerowanej próbki niklu daje ok. dwukrotny wzrost szybkości dyfuzji wodoru.

Co się tyczy wpływu ciśnienia, to w przypadku wodoru, azotu i tlenu, dyfundujących przez metal do próżni, mamy proporcjonalność stałej D do pierwiastka z ciśnienia⁸⁾

$$D = k \cdot p^{1/2}$$

Równanie to jest słuszne pod warunkiem, że ciśnienie gazu jest wyższe niż kilkanaście mm słupa rtęci. Dla ciśnień niższych w pierwszym przybliżeniu zależność stałej D od p ujmujemy równanie, podane przez Smithellsa i Ransleya:

$$D = k \cdot \sigma \cdot p^{1/2}$$

gdzie σ oznacza ułamek powierzchni metalu, zajętej przez zaadsorbowane drobiny gazu. Przy szczegółowej analizie tych wyrażeń dochodzi się do wniosku, że wymienione gazy dyfundują nie w postaci drobinowej lecz w atomowej. Przemawia za tym również i szczególnie szybka dyfuzja wodoru, wydzielanego elektrolitycznie wprost na próbce, przez którą ma dyfundować. Wodór taki, „in statu nascendi” zawiera wodór atomowy i niepotrzebna już jest jego dysocjacja, opóźniająca proces dyfuzji. Dyfuzja gazów przez metale w postaci atomowej wydaje się być regułą, bo jak wykazali Smithells i Ransley¹⁰⁾, nawet dyfuzja tlenu węgla przez nikiel odbywa się z równoczesną dysocjacją na

pierwiastki dyfundujące osobno i łączące się ponownie przy opuszczaniu metalu.

W badaniach nad dyfuzją gazów w metalach, stałą dyfuzji wyraża się zazwyczaj, podając ilość cm^3 gazu (w warunkach normalnych), dyfundującą poprzez 1 cm^2 powierzchni płytki metalowej, grubości 1 mm . Zależność stałej od temperatury i ciśnienia gazu przedstawia równanie:

$$D = D_0 \cdot \frac{1}{d} \cdot p^{1/2} \cdot e^{-E_0/2RT}$$

d oznacza grubość warstwy metalu, p — ciśnienie gazu, stałe D_0 i E_0 wyznacza się doświadczalnie. Wartości tych stałych dla niektórych przypadków zebrane są w tablicy Nr 3 (wg Smithellsa: Gases and Metals, London. 1937).

Dyfuzja metali pod wpływem prądu elektrycznego.

W pewnych wypadkach obserwowano dyfuzję, następującą pod wpływem stałego prądu elektrycznego. Seith i Kubaschewski¹¹⁾ stwierdzili, że pod działaniem pola elektrycznego przy temp. ok. 1000° rozpoczyna się w stali wędrówka węgla w kierunku ku katodzie. Świadczy to niewątpliwie, że w stałym roztworze w żelazie γ węgiel występuje w formie jonów. Wartościowość ich wynosi co najmniej 2. Ruchliwość tych jonów (szybkość poruszania się ku katodzie czy anodzie przy spadku napięcia, wynoszącym 1 volt/cm) w stali, zawierającej 1% C przy temp. 1000° jest rzędu 10^{-5} . Podobne zachowanie się wykazuje wodór w palladzie¹²⁾. Osiąga on ruchliwość tego samego rzędu już przy temp. 72° .

Nieco odmienny jest wpływ prądu elektrycznego na dyfuzję złota w ołowiu, palladzie i miedzi. Au przesuwa się we wszystkich 3-ch wypadkach w kierunku ku anodzie. Ruchliwość jego jest mała; w ołowiu wynosi przy 200° zaledwie 10^{-10} a w palladzie nawet $10^{-11} \text{ cm}^2/\text{sek. volt}$.

Dyfuzja własna.

Hevesyemu i jego współpracownikom zawdzięczamy odkrycie niezwykle ważnego zjawiska, które rzuca wiele światła na mechanizm procesów dyfuzyjnych w ciałach stałych. Jak się okazuje, poszczególne atomy, a raczej jony, w metalu stałym znajdują się nie tylko

Tablica Nr 3.

$$\text{Stałe } D_0 \text{ i } E_0 \text{ równania } D = D_0 \cdot \frac{1}{d} \cdot p^{1/2} \cdot e^{-E_0/2RT}$$

Układ	E_0	D_0	Obserwator
H_2-Ni	30,840	$2,3 \cdot 10^{-2}$	Lombard
	27,720	$0,85 \cdot 10^{-2}$	Deming i Hendricks
	27,600	$1,4 \cdot 10^{-2}$	Borelius i Lindblom
	26,800	$1,05 \cdot 10^{-2}$	Ham
	26,520	$1,44 \cdot 10^{-2}$	Smithells i Ransley
H_2-Pt	39,200	$1,41 \cdot 10^{-2}$	Richardson
	36,000	$1,18 \cdot 10^{-2}$	Ham
H_2-Mo	40,400	$0,93 \cdot 10^{-2}$	Smithells i Ransley
H_2-Pd	8,400	$4,1 \cdot 10^{-2}$	Lombard i Eichner
	8,900	—	Melville i Rideal
H_2-Cu	33,200	$2,3 \cdot 10^{-3}$	Smithells i Ransley
	39,400	$1,5 \cdot 10^{-3}$	Braaten i Clark
H_2-Fe	19,200	$1,63 \cdot 10^{-3}$	Smithells i Ransley
	18,800	$1,60 \cdot 10^{-3}$	Borelius i Lindblom
	22,000	$2,40 \cdot 10^{-3}$	Ryder
H_2-Al	61,600	0,42 do 3	Smithells i Ransley
O_2-Ag	45,200	$3,75 \cdot 10^{-2}$	Spencer
N_2-Mo	45,200	$2,06 \cdot 10^{-2}$	Johnstone i Larose
	90,000	$8,3 \cdot 10^{-2}$	Smithells i Ransley
N_2-Fe	47,600	$4,5 \cdot 10^{-3}$	Ryder
$CO-Fe$	37,200	$1,3 \cdot 10^{-3}$	Ryder

w ustawicznym ruchu drgającym, wykonując oscylacje wokół węzłów siatki przestrzennej, tak jak to przedstawia kinetyczna teoria materii, ale ponadto następuje pomiędzy nimi powolna lecz stała wymiana miejsc, stałe przesuwanie się atomów, zwane dyfuzją własną (ang.: selfdiffusion, niem.: Selbstdiffusion). Pragnąc śledzić ten proces należałoby mieć możliwość wyodrębnienia pewnej grupy atomów spośród reszty i obserwowania, jak będą się one przemieszczały z biegiem czasu. W metalu zwykłym jest to niewykonalne, pomiar taki daje się jednak uskuteczyć, jeżeli jakiś pierwiastek posiada radioaktywny izotop. Szybkość dyfuzji obu izotopów jest oczywiście jednakowa (ten sam ładunek jądra, taka sama ilość elektronów, ten sam promień atomowy a tylko b. nieznaczne różnice w masie), pomiary radioaktywności pozwalają zaś na b. dokładne określenie koncentracji izotopu promieniotwórczego w danej warstwie. Hevesy i Obrutshewa¹³⁾ wyznaczyli współczynnik dyfuzji własnej ołowiu, badając rozchodzenie się w nim toru B (promieniotwórczy izotop ołowiu). Wygrzewali oni sprasowane razem 2 blaszki ołowiane, z których jedna zawierała

tor B. Grubość drugiej była tak dobrana, że tylko nieznacznie przewyższała zasięg promieni α emitowanych przez tor i na początku doświadczenia nie wykazywała żadnych właściwości promieniotwórczych. Nabierała ich dopiero w miarę postępu dyfuzji czynnego izotopu. Pomiar tej wzrastającej radioaktywności pozwolił na dokładne obliczenie współczynnika dyfuzji własnej ołowiu.

Ze zmianą temperatury szybkość dyfuzji własnej wzrasta wg tego samego prawa co szybkość dyfuzji obcej.

We wspomnianej pracy udało się Hevesyemu wykazać dyfuzję własną tylko w ołowiu polikrystalicznym. Dopiero w późniejszych badaniach, przeprowadzonych wspólnie z Keilem¹⁴⁾, przekonał się on, że dyfuzja własna ma taki sam przebieg również i w pojedynczych kryształach.

W. Seith¹⁵⁾ zmierzył dyfuzję własną bizmutu, stosując tę samą metodę radioaktywnych wskaźników.

Szybkość dyfuzji a charakter chemiczny metalu.

Jak wynika z tablicy Nr 2, szybkość dyfuzji własnej ołowiu jest niższa od szybkości dyfuzji

jakiegokolwiek innego metalu w *Pb*. Również i w tych wypadkach, gdzie mamy do czynienia z dyfuzją wzajemną dwu metali, do siebie b. podobnych, stała dyfuzji wykazuje wartości niskie, zbliżone do stałej dyfuzji własnej. Dyfuzja przybiera na szybkości w miarę jak wzrastają różnice pomiędzy obu metalami. Tego rodzaju zachowanie zwykło się wiązać obecnie z zaburzeniami w siatce przestrzennej metalu, stanowiącego podłoże dyfuzji, wywołanymi przez atomy substancji dyfundującej. W. Seith w swych rozważaniach na ten temat¹⁰⁾ wychodzi z założenia, że w danej temperaturze największą stałość i porządek (największą ale niezupełną, jak później zobaczymy) wykazują kryształy zbudowane tylko z jednego rodzaju atomów i z tego powodu dyfuzja własna jest powolniejsza od jakiegokolwiek dyfuzji obcej. Jeżeli do siatki przestrzennej czystego metalu zostaną wprowadzone atomy obcego pierwiastka, stają się one ośrodkami naprężeń i odkształceń siatki przestrzennej i stwarzają warunki, w których dyfuzja odbywa się znacznie szybciej.

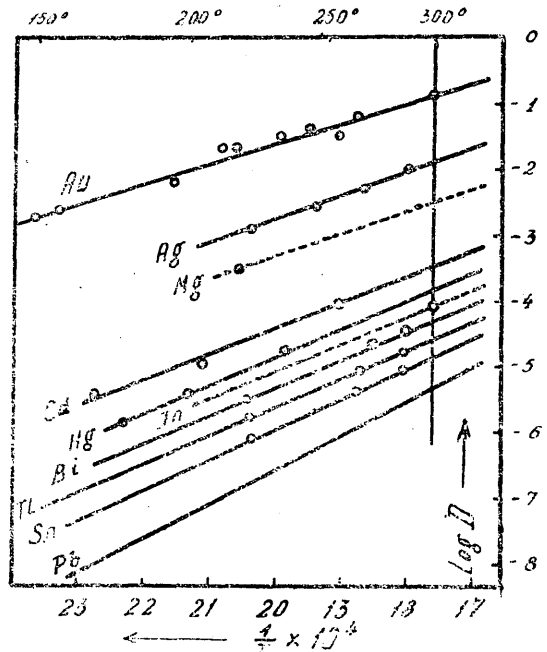
Zaburzenia, wywołane przez obecność obcych atomów w siatce przestrzennej metalu macierzystego, mogą być spowodowane przez różnice w wielkości ich promieni lub przez różną ilość elektronów w zewnętrznej warstwie elektronowej (elektrony walencyjne) czyli przez ich różną wartościowość. Wpływ tych czynników najlepiej ilustruje przykład dyfuzji metali 5 i 6 okresu układu periodycznego w ołowiu. Tabl. Nr 4 przedstawia wycinek układu periodycznego, obejmujący właśnie te dwa okresy (grupy poboczne). Przy symbolu każdego pierwiastka podana jest jego graniczna rozpuszczalność w ołowiu oraz promień atomowy. Rys. 1 przedstawia wykres stałych dyfuzji tych samych metali w ołowiu w zależności od temperatury.

Przyjrzyjmy się teraz niektórym liczbom. Stała dyfuzji cyny w ołowiu przy temp. 300°

Tablica Nr 4.

Wycinek 5 i 6 okresu układu periodycznego. Obok każdego pierwiastka zaznaczono jego rozpuszczalność w ołowiu, wyrażoną w procentach atomowych, poniżej promień jego atomu wyrażony w jednostkach Angströma.

Ag 0,17 1,442	Cd 11 1,521	In > 40 1,569	Sn 30 1,582	Sb 35 1,614
Au 0,09 1,439	Hg 33 1,55	Tl 60 1,707	Pb 100 1,747	Bi 35 1,82

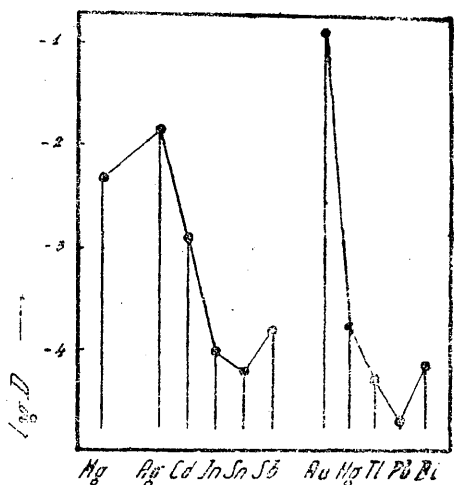


Rys. 1

Wykres stałych dyfuzji (w $\text{cm}^2/\text{dzień}$) niektórych metali 5 i 6 okresu układu periodycznego w ołowiu, w zależności od temperatury.

wynosi $2,5 \cdot 10^{-5} \text{ cm}^2/\text{dzień}$, współczynnik dyfuzji własnej ołowiu zaś $1,4 \cdot 10^{-5} \text{ cm}^2/\text{dzień}$. Cyna i ołów posiadają po 4 elektrony walencyjne, promienie ich atomów różnią się natomiast dość znacznie: 1,58 Å i 1,75 Å. Różnicy promieni 0,17 Å odpowiada różnica w $\log D$, wynosząca 0,25. Zastąpmy z kolei atomy cyny atomami talu, których promień jest zaledwie o 0,04 Å mniejszy od promienia ołowiu. Otrzymamy stałą dyfuzji $4,3 \cdot 10^{-5} \text{ cm}^2/\text{dzień}$, co odpowiada wzrostowi $\log D$ o 0,48. Przesunięcie zatem w układzie periodycznym o jedno miejsce w szeregu poziomym (od *Pb* do *Tl*) daje znacznie silniejszą zmianę szybkości dyfuzji niż przesunięcie w szeregu pionowym (od *Pb* do *Sn*). Podobne obserwacje na innych metalach dyfundujących w ołowiu prowadzą nas do wniosku, że dyfuzja odbywa się w nim tym szybciej, im dalej od *Pb* położony jest w układzie periodycznym metal dyfundujący, przy czym oddalenie w kierunku pionowym ma mniejszy wpływ niż oddalenie w kierunku poziomym. Rys. 2 jest ilustracją tej właśnie reguły.

Tablica Nr 4 wskazuje również, że możnaby mówić o istnieniu pewnej zależności pomiędzy granicą rozpuszczalności danego metalu w ołowiu a jego szybkością dyfuzji. Im dany metal lepiej dyfunduje, tym niższa jest jego roz-

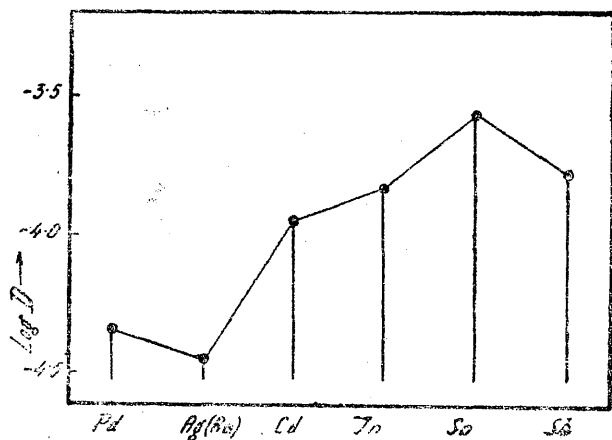


Rys. 2.

Porównanie graficzne stałych dyfuzji (w $\text{cm}^2/\text{dzień}$) kilku metali 5 i 6 okresu układu periodycznego w ołowiu w temperaturze 300°C .

puszczalność w ołowiu. Odstepuje od tej prawidłowości tylko ind, lepiej ropuszczalny w ołowiu niż cyna a jednak szybciej od niej dyfundujący.

Analogiczne badania nad zależnością dyfuzji różnych metali w srebrze w zależności od ich położenia w układzie periodycznym zostały przeprowadzone przez Seitha i Perettiego¹⁷⁾. Rys. 3 daje nam graficzne porównanie stałych dyfuzji kilku metali 5 okresu układu periodycznego w srebrze. Zamiast współczynnika dyfuzji własnej Ag, który nie daje się wyznaczyć metodą Hevesyego ze względu na brak promieniotwórczych izotopów, na wykresie umieszczono współczynnik dyfuzji Au w Ag o wartości b. do tamtego zbliżonej, jako że obydwie metale są do siebie b. podobne.



Rys. 3.

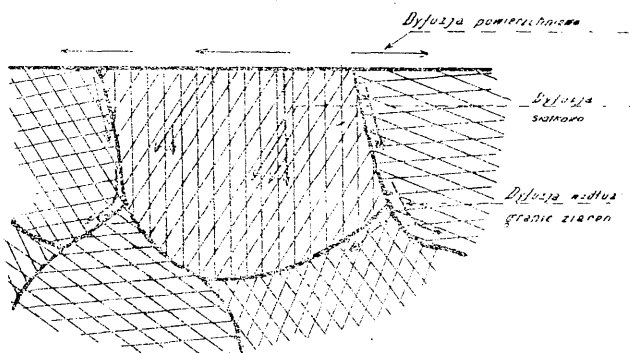
Porównanie graficzne stałych dyfuzji (w $\text{cm}^2/\text{dzień}$) kilku metali 5 okresu periodycznego w srebrze.

Również i w tym przypadku potwierdza się reguła o wzroście szybkości dyfuzji w miarę

oddalania się obu metali w układzie periodycznym. Uwagę zwraca tylko gorsza dyfuzja Sb w Ag niż Sn w Ag. Seith i Peretti wiążą to zjawisko ze zbyt dużym promieniem atomu antymonu. Sądzą oni, że aczkolwiek pewna różnica promieni atomowych wpływa korzystnie na dyfuzję, powodując zaburzenia siatki przestrzennej, dzięki którym zmniejsza się energia, potrzebna do wyrwania wędrującego atomu z siatki, to jednak zbyt duży promień utrudnia mu dalsze przepychanie się w drodze na nowe pozycje.

Trzy rodzaje dyfuzji: powierzchniowa, wzdłuż granic ziarn i sieciowa.

W metalach stałych dyfuzja może odbywać się trzema drogami. Substancja dyfundująca rozchodzić się może po powierzchni, wzdłuż granic ziarn lub poprzez ziarna (dyfuzja siatkowa, niem.: Gitterdiffusion). Stosunki te przedstawia rys. 4. W przypadku dyfuzji toru



Rys. 4.

Trzy rodzaje dyfuzji.

w wolframie Langmuir¹⁸⁾ wyznaczył stałe dyfuzji dla wszystkich 3 jej rodzajów, odbywających się równocześnie. Znalazł on mianowicie dla dyfuzji powierzchniowej

$$D = 0,47 \cdot e^{-\frac{65400}{RT}}$$

dla dyfuzji wzdłuż granic ziarn

$$D = 0,74 \cdot e^{-\frac{90000}{RT}}$$

dla dyfuzji siatkowej

$$D = 1,00 \cdot e^{-\frac{120000}{RT}}$$

Dyfuzja powierzchniowa jest więc najszybsza i będzie odgrywała dużą rolę przede wszystkim w tych układach, w których powierzchnia jest duża w stosunku do objętości. Np. w cienkim drucie wolframowym tor, zaadsorbowany po jednej jego stronie, będzie się

przedostawał na drugą nie po drodze najkrótszej, wzdłuż średnicy, lecz po drodze najszybszej, „obchodząc” niejako drut po powierzchni. Innym przykładem, gdzie dyfuzja powierzchniowa wysuwa się na pierwszy plan, jest dyfuzja molibdenu przez warstwę proszku wolframowego¹⁹⁾. Przy temp. 1600°, przy przeciętnej wielkości ziarn 20 μ , wykazuje ona 10 razy szybszy przebieg niż w pojedynczym kryształku wolframu. Dyfuzja powierzchniowa ma na ogół małe znaczenie praktyczne ze względu na słabo rozwiniętą powierzchnię większości próbek metali, z którymi mamy do czynienia. Ważniejsze są dwa pozostałe jej rodzaje.

Dyfuzję wzdłuż granic ziarn cechuje szybkość przenikania substancji dyfundującej przez dany metal, wzrastająca w miarę zmniejszania się jego ziarn, czyli w miarę jak powiększa się powierzchnia strefy granicznej pomiędzy ziarnami. Takie zjawisko obserwowano przede wszystkim w tych przypadkach, gdzie metal dyfundujący ma małą rozpuszczalność w metalu stanowiącym podłoże dyfuzji (dyfuzja złota w ołowiu, węgla w wolframiu) lub gdzie stop powstający przez dyfuzję ma charakter substytucyjny*) (dyfuzja miedzi w cynku, chromu w niklu, miedzi w żelazie γ ²⁰⁾).

*) Badania rentgenowskie wykazują, że istnieją dwa typy roztworów stałych (kryształów mieszaných). Niektórzy autorowie nazywają je roztworami stałymi pierwszego i drugiego rodzaju. W literaturze niemieckiej napotyka się najczęściej na określenia „Substitutionsmischkristalle” i „Einlagerungsmischkristalle”. W kryształach roztworu stałego pierwszego rodzaju (substytucyjnych) pewna ilość atomów metalu B stopionego z metalem A znajduje się w węzłach siatki przestrzennej, zastępując atomy A. Wyraża się to następującym schematem:

A A A A A A A A A	A A B A A A B A A A
A A A A A A A A A	B A A A A A A B B
A A A A A A A A A	A A A B A B A A A A
czysty metal A	stop A + B

Elementarny sześciąt, podstawowa komórka siatki przestrzennej, zawiera zarówno w stopie jak i w czystym metalu jednakową ilość atomów.

W kryształach roztworu stałego drugiego rodzaju atomy metalu B są umieszczone w przestrzeni między atomami A, zajmującymi węzły siatki, tak, że elementarny sześciąt zawiera w przypadku stopu więcej atomów niż czysty metal. Stosunki te przedstawia następujący schemat:

A A A A A A A A A	A A A A A A A A A
	B B
A A A A A A A A A	A A A A A A A A A
	B B
A A A A A A A A A	A A A A A A A A A
	B B
A A A A A A A A A	A A A A A A A A A
czysty metal A	stop A + B

(Dr. inż. Z. Jasiewicz zaproponował dla takich roztworów stałych określenie: zaatomowe i międzyatomowe. Red.).

Szybkość siatkowej dyfuzji jest natomiast niezależna od wielkości ziarn metalu macierzystego. Obserwujemy ją najczęściej w układach, tworzących kryształy mieszane drugiego rodzaju (wodór w żelazie α , węgiel w żelazie γ , wodór w niklu). W związku z tym warto wspomnieć o b. interesującym doświadczeniu Baukloha i Retzlaffa²¹⁾, zmierzającym do bezpośredniego wykazania, że wodór dyfunduje w żelazie nie wzdłuż granic ziarn lecz poprzez ziarna. Użyli oni cienkiej blaszki stalowej, która została lekko wytrawiona po jednej stronie i pokryta warstewką balsamu kanadyjskiego. Na drugiej jej stronie wydzielano elektrolitycznie wodór. Po upływie 1 do 1½ godz. gaz, który przedyfundował przez nią, zaczynał się wydzielać pod balsamem w formie małych banieczek. Badanie mikroskopowe wykazało, że banieczki te były rozłożone równomiernie na powierzchni metalu bynajmniej nie gromadząc się w pobliżu granic ziarn (dobrze widzialnych przez warstewkę balsamu na wytrawionej powierzchni).

Mechanizm dyfuzji w metalach stałych.

Mechanizm dyfuzji w metalach stałych nie jest jeszcze należycie poznany i zapewne nie we wszystkich wypadkach jest jednakowy. W każdym razie jest już rzeczą niewątpliwą, że wiąże się on z różnorodnego rodzaju odkształceniami siatki przestrzennej metalu macierzystego. Siatka przestrzenna metalu wykazuje zawsze szereg braków i usterek, polegających na tym, że niektóre jej węzły są nieobsadzone a więc występują w niej puste miejsca, lub że część atomów znajduje się nie w węzłach lecz w przestrzeniach międzywęzłowych. Tego rodzaju zaburzenia mnożą się w miarę wzrostu temperatury i znikają, gdy kryształ oziębia się. Nazywamy je odkształceniami odwracalnymi. Wagner i Schottky²²⁾ wykazali, że pomiędzy ilością pustych miejsc w siatce, ilością obsadzonych normalnie a ilością atomów w przestrzeniach międzywęzłowych ustala się w danym kryształku równowaga, przesuwaną się w zależności od temperatury. W danych warunkach stała jest ilość pustych miejsc, rozłożenie ich jednak — podobnie jak i rozłożenie atomów w przestrzeni międzywęzłowej — ulega stałej zmianie. Istniejące luki są wypełniane przez graniczące z nimi atomy, których miejsca z kolei pozostają wolne. Inne atomy z węzłów siatki przeskakują w przestrzenie międzywęzłowe

(o ile oczywiście znajdzie się tam dość miejsca dla nich), by stamtąd znów przenieść się na miejsce opustoszałe przez skok sąsiada itd. Atomy w siatce przestrzennej ulegają jak gdyby ustawicznemu mieszananiu, którego wyrazem jest zjawisko dyfuzji własnej i rekrytalizacja metali. W chwili zetknięcia się dwu różnych metali, w „mieszaniu” owym zaczynają brać udział obydwa gatunki atomów, rozpoczyna się dyfuzja.

Atomy obce, niedopasowane należycie do stosunków przestrzennych i energetycznych, panujących w siatce przestrzennej metalu macierzystego, wtargnąwszy do niej wywołują z kolei cały szereg nowych zaburzeń, napięć i naprężeń, sprzyjających wyskakiwaniu atomów z ich miejsc, a tym samym b. znacznie przyspieszających dyfuzję. Dyfuzja obca jest wielokrotnie szybsza od dyfuzji własnej.

Jeżeli powstający stop składa się z kryształów roztworu stałego pierwszego rodzaju (substytucyjnych), atomy obce poruszają się będą przede wszystkim skokami z jednego węzła siatki na drugi. W kryształach mieszanych drugiego rodzaju wędrówka odbywa się głównie poprzez przestrzenie międzywęzłowe. Rzecz jasna, że ewentualność ta jest najczęściej realizowana przez pierwiastki o b. małych jonach (wodór).

Obok wymienionych już odkształceń odwracalnych dużą rolę w poszczególnych przypadkach odgrywają też i odkształcenia nieodwracalne, tj. takie, które znikają w czasie wygrzewania próbki. Zaliczamy do nich zarówno odkształcenia mechaniczne, odkształcenia związane z przechodzeniem (siatka martenzytyczna)

jak i te, które polegają na obecności b. drobnych pęknięć w materiale.

Pewnego rodzaju deformacja siatki występuje także i na powierzchni metalu lub na granicy ziarn. Jest ona spowodowana niesymetrycznym rozłożeniem sił, działających na atomy w warstwach powierzchniowych i z nią wiąże się fakt, że często dyfuzja powierzchniowa i wzdłuż granic ziarn jest szybsza od siatkowej.

Przypisy.

- 1) A. I. Krynitsky: Metals and Alloys 8, 138 i 173 (1937).
- 2) Roberts-Austen: Transactions Royal Soc. 187, 383 (1896) i Proc. Royal Soc. 67, 101 (1900) oraz Krynitsky loc. cit.
- 3) M. H. Weiss: Revue de Métallurgie 21 (1924) 18 oraz A. I. Krynitsky loc. cit.
- 4) W. Jost: Diffusion und chemische Reaktion in festen Stoffen. Dresden und Leipzig 1937, str. 106.
- 5) F. Halla: Krystalchemie und Krystalphysik metallischer Werkstoffe. Leipzig 1939, str. 56.
- 6) A. Hedvall: Reaktionsfähigkeit fester Stoffe. Leipzig 1938, str. 101.
- 7) J. A. M. van Liempt: Z. anorg. allg. Chem. 195 (1931) 366 oraz F. Halla loc. cit., str. 50.
- 8) C. J. Smithells: Gases and Metals. London 1937, str. 112.
- 9) C. J. Smithells, C. E. Ransley: Proc. Roy. Soc. 150 (1935) 172.
- 10) The Metallurgist. 10 (1937) 35.
- 11) W. Seith, O. Kubaschewski: Z. Elektrochem. 41 (1935) 551.
- 12) W. Jost: loc. cit., str. 123.
- 13) G. Hevesy, Obrutsheva: Nature 115 (1925) 674.
- 14) W. Jost: loc. cit., str. 96.
- 15) W. Seith: Z. Elektrochem. 39 (1935) 533.
- 16) W. Seith: Z. Elektrochem. 41 (1935) 873.
- 17) W. Seith, E. A. Peretti: Z. Elektrochem. 42 (1936) 570.
- 18) A. Hedvall, G. Cohn: Kolloid. Zeitschr. 88 (1939) 224.
- 19) F. Halla: loc. cit., str. 53.
- 20) W. Baukloh, B. Knapp: Metallwirtschaft 17 (1938) 1302.
- 21) W. Baukloh, Retzlaff: Archiv. Eisenhüttenwes. 11 (1937/8) 97.
- 22) W. Jost: loc. cit., str. 49.

INŻ. ANDRZEJ WÓJCIK

Huta „Kościszko”

Zagadnienie gazów w miedzi, mosiądzu, spiżu i brązie cynowym.

Znaczenie gazów w metalach wynika z decydującego ich wpływu na jakość odlewu. Choć istnieją wiele innych czynników, wpływających ujemnie na wartość odlewu, można śmiało powiedzieć, że gazy wywierają w skutkach swoich największy wpływ w tym kierunku i dlatego są najbardziej zwalczane przez każdego odlewnika. Więcej, umiejętność prowa-

dzenia wytopu jest równoznaczna z umiejętnością w walce z gazami. Także w dziedzinie samego odlewania metali walka z gazami jest głównym zadaniem odlewnika. Na drugim miejscu należy postawić zwalczanie jamy usadowej i porowatości skurczowej.

Do gazów, stykających się z metalami w odlewniach, należą: tlen, wodór, azot, dwutlenek

siarki, tlenek i dwutlenek węgla. Nie każdy z nich ma jednakowe znaczenie, bo nie każdy wpływa w jednakowym stopniu na poszczególne metale. Niektóre są niebezpieczne tylko dla pewnych metali i stopów a inne są wogóle nieszkodliwe. Wyświetlenie roli każdego z nich w odniesieniu do każdego metalu przekraczałoby ramy niniejszego artykułu. Co do samej miedzi oraz jej stopów z cynkiem i cyną istnieje znacznie więcej materiału, niż to można podać na tym miejscu. Dlatego postaramy się tu przedstawić wpływ wyżej wymienionych gazów na miedź, mosiądz, spisz i brąz cynowy w zakresie może najbardziej interesującym wytwórców i konsumentów tych metali.

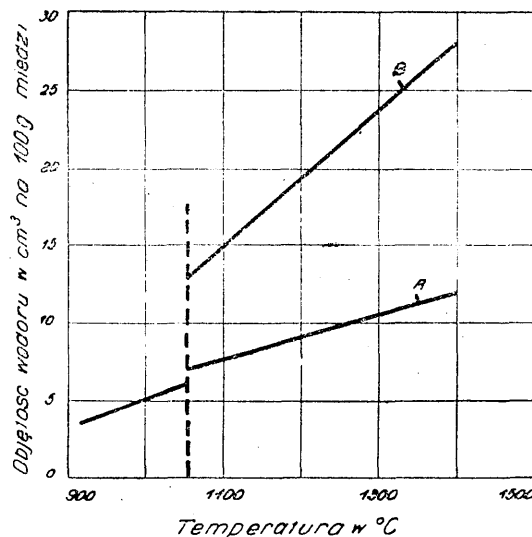
Ze względu na rolę, jaką odgrywają gazy przy wytopie i odlewaniu wymienionych metali, a obejmującą ich szkodliwość, charakter i sposób wytwarzania wad oraz sposoby i skuteczność walki z nimi, należy je podzielić na trzy grupy: 1) tlen i wodór, 2) dwutlenek siarki, 3) azot, tlenek i dwutlenek węgla. W odniesieniu do omawianych metali największą rolę odgrywają tlen i wodór, są to bowiem gazy stale towarzyszące procesom odlewniczym, a przy tym są one najszkodliwsze. Dwutlenek siarki jest gazem przypadkowym i zależnym od warunków lokalnych odlewni. Ostatnie gazy, chociaż również są nieuniknione w atmosferze odlewni, są zupełnie nieszkodliwe dla miedzi i jej stopów z cynkiem i cyną. Rolę gazów rozpatrzemy oddzielnie dla miedzi, mosiądzu, spizu i brązu cynowego.

I. Gazy w miedzi.

Z metali wchodzących w skład mosiądzu i brązu cynowego najbardziej wrażliwa na omawiane gazy jest miedź. Jednak nie wszystkie gazy są dla niej niebezpieczne. Najniebezpieczniejszy jest wodór, a zwłaszcza wodór przy równoczesnej obecności tlenu. Sam tlen i SO_2 , jak to dalej zobaczymy, są dla miedzi mało szkodliwe ze względu na postać pod jaką występują w miedzi. Azot, tlenek i dwutlenek węgla są dla miedzi obojętne, to znaczy nie tylko nie reagują z nią lecz także nie rozpuszczają się w niej zupełnie.

Na pierwszym miejscu trzeba omówić wpływ wodoru i tlenu. Wpływ każdego gazu na metal zależy od jego rozpuszczalności w metalu, od koncentracji w atmosferze pieca, od temperatury metalu oraz od postaci, w jakiej występuje w metalu. Między wodorem i tlenem nie ma

wielkiej różnicy tylko pod względem rozpuszczalności w miedzi, rozpuszczalności wzrastającej z temperaturą, natomiast istnieje duża różnica co do ilości w atmosferze i postaci, w jakiej występują one w miedzi.



Rys. 1.

Rozpuszczalność wodoru (linia A) i SO_2 (linia B) w miedzi (A. Sieverts).

Wodór rozpuszcza się w miedzi b. silnie, tym silniej im wyższa temperatura, przy czym gwałtowny skok tej rozpuszczalności występuje w punkcie topliwości. Przedstawia to rys. 1 (linia A), opracowany przez A. Sievertsa¹⁾. Rozpuszczalność wodoru w miedzi jest proporcjonalna do temperatury i pierwiastka kwadratowego z cząstkowego ciśnienia wodoru w myśl równania:

$$m = K \sqrt{p} \dots \dots \dots (1)$$

gdzie m oznacza masę wodoru rozpuszczonego w jednostce masy miedzi, p — ciśnienie cząstkowe wodoru nad miedzią, a K jest stałą.

Gwałtowna zmiana rozpuszczalności w punkcie krzepnięcia miedzi powoduje wydzielanie się wodoru przy krzepnięciu, co prowadzi do pęcherzy wodorowych w odlewie. Stąd wynika duże znaczenie temperatury topienia miedzi oraz szybkości chłodzenia odlewu. Temperatura topienia winna być o ile można jak najniższa, jeżeli zachodzi możliwość rozpuszczania wodoru z atmosfery pieca, w przeciwnym przypadku może być wyższa, zwłaszcza, jeżeli topi się miedź katodową, zawierającą dużą ilość

¹⁾ Die Aufnahme von Gasen durch Metalle. Zft. f. Metallkunde. 1929, str. 37.

wodoru. O szybkości chłodzenia podane będą wyjaśnienia nieco dalej.

Pierwszą sposobność do rozpuszczania się wodoru w miedzi daje proces rafinacji ogniowej, odbywającej się przed rafinacją elektrolityczną, wówczas bowiem powstaje znaczna ilość wodoru z surowego drzewa, używanego początkowo do wypędzenia siarki a następnie do odtlenienia miedzi. Drugą sposobność daje elektroliza, wreszcie rafinacyjne przetapianie miedzi po elektrolizie czyli miedzi katodowej. Szczególnie ten ostatni proces ze względu na pożądaną redukującą atmosferę pieca daje możliwość silnego rozpuszczania się wodoru w miedzi. Zawartość wodoru (wagowo) w miedzi rafinowanej wynosi wg W. Hessenbrucha²⁾ 0,00002%, zaś w miedzi elektrolitycznej (katodowej przetopionej) 0,00028%.

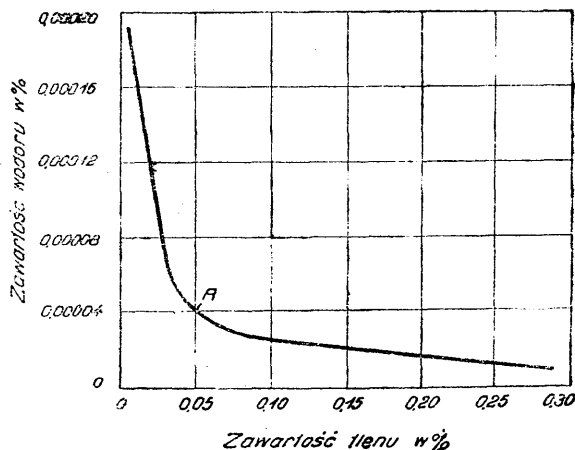
Wodór jest jeszcze dlatego niebezpieczny, że jest bardzo trudny do usunięcia z miedzi. Opracowano różne sposoby usunięcia go z miedzi, jednak przeważnie sposoby mało skuteczne. Opierając się na badaniach W. E. Prythercha³⁾ i N. P. Allena⁴⁾, należy wymienić sposoby następujące:

- 1) b. powolne krzepnięcie miedzi w tym samym tyglu, w którym była stopiona, co wymaga ponownego przetopienia,
- 2) topienie w próżni lub pod odpowiednio zmniejszonym ciśnieniem atmosferycznym, przy czym szczególnie ważne jest cząstkowe ciśnienie wodoru w atmosferze,
- 3) przepuszczenie przez płynną miedź gazu obojętnego, np. azotu lub dwutlenku węgla.

Sposoby te odnoszą się do wodoru rozpuszczonego w miedzi skrzepniętej, np. katodowej, gdzie część wodoru znajduje się w roztworze a część w postaci okludowanej. Trzeba wiedzieć, że ponieważ rozpuszczanie się wodoru w miedzi następuje tylko wobec jego obecności w atmosferze, brak wodoru w atmosferze powoduje proces odwrotny, tzn. wydzielanie się wodoru z miedzi przy podwyższeniu temperatury.

Ostatnio wymienione sposoby usuwania wodoru z miedzi miałyby znaczenie tylko wówczas, gdyby miedź po stopieniu nie była odlewana do form odlewniczych, ponieważ tą drogą da się usunąć wodór do takiej zawartości, która już nie może powodować powstania pęcherzy wodorowych. Normalnie stosuje się jednak odlewanie miedzi do form i ilość wodoru pozostała w miedzi po zastosowaniu wyżej wymienionych sposobów jest jeszcze wystarczająca, aby spowodować powstanie pęcherzy gazowych, wprawdzie już nie wodorowych, lecz pęcherzy pary wodnej na skutek reakcji podczas odlewania między wodorem a tlenem z powietrza.

Ta reakcja między tlenem i wodorem w miedzi odlanej zmusza odlewników do tak daleko idącego usunięcia wodoru z miedzi, by przestała ona być wrażliwa na tlen z powietrza. Zmniejszenie ilości wodoru dla uzyskania niewrażliwości miedzi na tlen z powietrza przy odlewaniu musi być znacznie większe niż to jest potrzebne dla zapobieżenia pęcherzom powodowanym przez sam wodór. Sposobem najskuteczniejszym w tym kierunku może być tylko uprzednie utlenienie kąpieli i związanie wodoru w parę wodną, która dla płynnej miedzi jest nieszkodliwa. Badania N. P. Allena⁴⁾ dowiodły, że nawet przez utlenianie nie można usunąć wodoru całkowicie. Widać to z krzywej równowagi między tlenem i wodorem w płynnej miedzi, ustalonej przez N. P. Allena, dla temperatury 1150° i ciśnienia cząstkowego pary wodnej 234 mm słupa rtęci (rys. 2). Dla innych warunków (temperatury i składu atmosfery pieca) krzywa będzie miała charakter ten



Rys. 2.

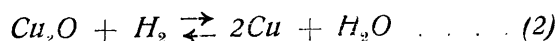
Zależność zawartości wodoru i tlenu w płynnej miedzi dla cząstkowego ciśnienia pary wodnej 234 mm i temperatury 1150° (N. P. Allen).

²⁾ Die Untersuchung der Gase in den Metallen. Zft. f. Metallkunde, 1929, str. 46.

³⁾ Gases in Copper and their Removal. Journ. Institute of Metals, 1930, Nr 1, str. 73.

⁴⁾ Experiments on the Influence of Gases on the Soundness of Copper Ingots-Journ. Institute of Metals, 1930. Nr. 1, str. 81.

sam a tylko zawartości będą odmiennie, np. dla atmosfery pieca o mniejszej zawartości pary wodnej krzywa będzie leżała niżej. Z krzywej (rys. 2) widać, że zgodnie z prawem działania mas, im więcej jest tlenu w miedzi, tym mniej zawiera ona wodoru i odwrotnie. Reakcja odwracalna między tlenem w postaci Cu_2O a wodorem przebiega wg równania:



osiągając równowagę przy każdej temperaturze.

Jakie następstwa pociąga za sobą istnienie równowagi między wodorem i tlenem w płynnej miedzi? W pierwszym rzędzie należy zwrócić uwagę na fakt, że gdy zawartość tlenu wynosi powyżej 0,1%, ilość wodoru spada poniżej 0,00002%, która nie wystarcza do utworzenia pęcherzy i odwrotnie, gdy zawartość tlenu spada, wzrasta ilość wodoru, który reaguje z tlenem przy odlewaniu i daje pęcherze z parą wodną. Wg N. P. Allena⁴⁾ wystarczy już 0,002% tlenu, by spowodować wadliwy odlew. Widać to też wyraźnie z zachowania się miedzi przy odlewaniu. Przy zawartości tlenu i wodoru odpowiadającej punktowi A (rys. 2) otrzymuje się odlew o równej powierzchni; powyżej punktu A następuje pęcznienie odlewu, zaś poniżej tego punktu — skurcz odlewu. Dlatego należy odlewanie miedzi uskutecznić przy zawartości tlenu poniżej punktu A.

Z powyższego można wyciągnąć wniosek praktyczny odnośnie szybkości chłodzenia przy odlewaniu, chociaż w literaturze istnieją pod tym względem nieustalone i rozbieżne poglądy. Otóż o ile przy odlewaniu miedzi z tak małą zawartością wodoru, że w połączeniu z tlenem względnie z Cu_2O nie powoduje ona porowatości, szybkość chłodzenia jest obojętna, to przy większej zawartości wodoru pożądane jest chłodzenie b. powolne, ale tylko pod warunkiem odlania miedzi bez utlenienia. Jeżeli zaś przy odlewaniu miedź się utlenia, należy stosować chłodzenie możliwe najszybsze, aby zapobiec reakcji między wodorem i tlenem w postaci Cu_2O i wydzieleniu się pary wodnej, która powoduje pęcherze. Jest b. prawdopodobne, że pęcherzom powodowanym przez parę wodną można zapobiec, też b. powolnym krzepnięciem, takim, które pozwoliłoby na zakończenia reakcji wg równania (2) i wydzieleniu pary wodnej z kąpieli. Należy dodać, że pęcherze spowodowane przez sam wodór są

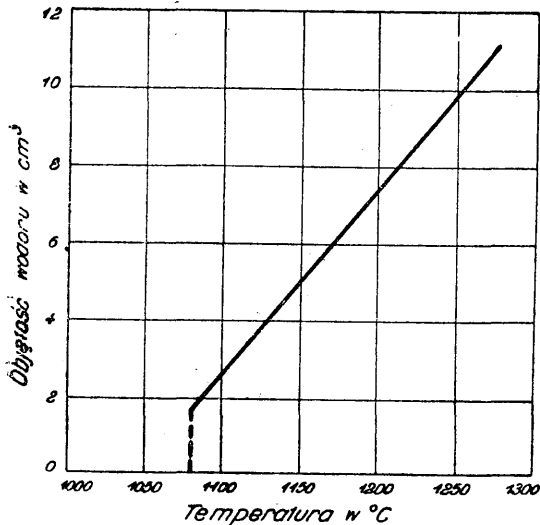
duże i rzadkie, zaś pęcherze wywołane obecnością pary wodnej z reakcji między wodorem i tlenem są bardzo drobne i gęsto rozsiane w odlewie. Pęcherze tego typu posiadają odlew miedzi tzw. Wirebars'y.

Dla uniknięcia pęcherzy od pary wodnej należy jeszcze dbać o to, by sama kąpiel miedzi przed odlaniem była wolna od tlenu, oczywiście w obecności wodoru w ilościach szkodliwych, gdyż ustalona równowaga przy temperaturze topienia zostaje w momencie odlewu i krzepnięcia zachwiana wskutek wzbogacenia się miedzi w tlen (pierwsze kryształy krzepną wolne od tlenu) i reakcja przebiega w kierunku tworzenia pary wodnej. Dzieje się to nawet bez utlenienia miedzi podczas odlewu.

Ponieważ praktycznie trudno zapobiec utlenianiu miedzi przy odlewie, najlepszy sposób zapobieżenia pęcherzom polega na wprowadzeniu do kąpieli miedzi dostatecznej ilości tlenu, by obniżyć zawartość wodoru poniżej punktu A na krzywej z rys. 2. Poza tym sposobem znany jest sposób polegający na unieszkodliwieniu tlenu w miedzi, nie tylko zawartego przed odlewaniem, lecz także dostającego się podczas odlewania. Do tego celu służą pierwiastki o większym powinowactwie do tlenu niż posiada je miedź i wodór. Pierwiastkiem takim okazał się wg badań N. P. Allena⁴⁾ arsen, a w jeszcze silniejszym stopniu fosfor. Kilka setnych % fosforu wystarcza, by zapobiec pęcherzom gazowym od pary wodnej.

Badania tego autora wykazały, że reakcja wg równania (2) przebiega też w odwrotnym kierunku, czyli że obecność pary wodnej nad płynną miedzią powoduje jej utlenianie i rozpuszczanie się w niej wodoru. Szybkość tej reakcji wzrasta z temperaturą kąpieli, jak to widać z rys. 3. Ten fakt tłumaczy niebezpieczeństwo wilgoci w atmosferze odlewni miedzi lub wilgoci wprowadzanej w jakikolwiek inny sposób (wilgotny koks, węgiel drzewny lub obmurowanie pieca).

Odnośnie samego tlenu nie można mówić o bezpośredniej jego szkodliwości dla struktury miedzi, ponieważ nie powoduje on pęcherzy. Tlen rozpuszcza się w miedzi b. silnie, ale nie istnieje w niej jako gaz wolny, ani w roztworze, ani też w postaci okludowanej lecz całkowicie łączy się z miedzią, dając Cu_2O , rozpuszczalny w miedzi. Świadczy o tym zarówno wielkie powinowactwo miedzi do tlenu jak i nadzwyczaj niska prężność dysocjacji

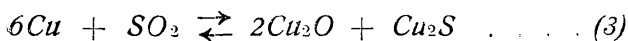


Rys. 3.

Wpływ temperatury na stopień reakcji pary wodnej z płynną miedzią.

Cu_2O w płynnej miedzi, która przy temperaturze 1200° wynosi $2,0 \times 10^{-8}$ at. Sam więc tlen jest szkodliwy tylko z racji obniżania własności mechanicznych, gdyż przy krzepnięciu tlenki układają się w przestrzeniach międzydendrytycznych, powodując kruchość odlewu. N. P. Allen⁴⁾ wspomina, że nawet w dobrze odtlenionej miedzi (seriously overpoled copper) trudno jest otrzymać mniej niż 0,01% tlenu.

Dwutlenek siarki posiada również dużą rozpuszczalność w miedzi, ale wg A. Sievertsa⁴⁾ rozpuszcza się on tylko w miedzi płynnej, co przedstawia wykres (rys. 1, linia B). Ponieważ rozpuszcza się on tylko w płynnej miedzi, przy krzepnięciu dąży do całkowitego wydzielenia się, powodując powstawanie pęcherzy gazowych. C. M. Stubbs w dyskusji nad wynikami A. Sievertsa⁴⁾ podaje reakcję odwracalną między SO_2 i Cu wg równania:



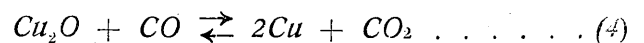
z którego wynika, że zachowanie się miedzi zależy całkowicie od atmosfery pieca. Jeżeli jest ona redukująca, SO_2 przechodzi w Cu_2S , jeżeli zaś utleniająca, wytwarza się z powrotem SO_2 . Dwutlenek siarki więc staje się b. szkodliwy przy równoczesnej zawartości tlenu bądź utlenianiu w czasie odlewania. Bez tlenu istnieje w miedzi tylko siarczek miedzi, który jako plastyczny jest mało szkodliwy dla przeróbki plastycznej.

Tutaj nasuwa się wątpliwość, czy SO_2 rozpuszcza się w płynnej miedzi jako gaz, czy

jako siarczek. Nie wdając się w wyjaśnienie tej dość trudnej kwestji, należy stwierdzić, że zwykle miedź zawiera siarki b. mało. N. P. Allen⁴⁾ podaje dla miedzi katodowej 0,005% S, a dla tej samej miedzi po przetopieniu (rafinowanej) 0,003% S. Wg Clausa⁵⁾ SO_2 powoduje pęcherze w miedzi dopiero przy zawartości siarki w setnych %, np. miedź przy zawartości 0,008% S nie wykazywała pęcherzy, a pojawiają się one przy 0,03% S.

Tlenek i dwutlenek węgla są przez większość autorów, między innymi przez A. Sievertsa, W. Clausa i N. P. Allena, uważane za nierozpuszczalne w miedzi. Spotyka się wprawdzie wzmianki w literaturze o rozpuszczalności CO i CO_2 lub tylko CO_2 , ale można też spotkać się z twierdzeniem, że azot rozpuszcza się w miedzi, co już zupełnie nie odpowiada rzeczywistości. Autorzy, podając rozpuszczalność CO , CO_2 i azotu w miedzi, opierają się przeważnie na wynikach analizy gazów zawartych w odlewach, ale analiza wykrywa gazy nie tylko wydzielone z miedzi przy krzepnięciu lecz także porwane przez płynny metal z atmosfery w czasie odlewania i uwięzione w odlewie. Należy więc te wszystkie trzy gazy uważać za nierozpuszczalne w miedzi.

Za nierozpuszczalnością CO i CO_2 w miedzi przemawia poza innymi faktami stosowanie węgla drzewnego do przykrywania kąpieli miedzi celem ochrony przed utlenianiem. Gdyby więc te gazy były rozpuszczalne w miedzi, mielibyśmy do czynienia z nowym źródłem pęcherzy w odlewie lub nie mogli używać węgla drzewnego, tak jak nie można tego robić przy niklu i jego stopach, rozpuszczających węgiel i jego tlenki. Jeżeli już można było mówić o jakiegokolwiek reakcji między tymi gazami a miedzią, to jedynie o następującej:



ale odbywającej się tylko na powierzchni kąpieli.

Z przedstawionych dotąd rozważań widać jasno, że miedź elektrolityczna, najczęściej używana do przetapiania lub wytapiania mosiądzu i brązu, zawiera w większych ilościach wyłącznie wodór i tlen. Dopiero w czasie przetapiania może się do niej dostać SO_2 , ale jedy-

⁵⁾ Ueber das Schmelzen der Metalle und Legierungen in den Metallgiessereien, 1927.

nie w specjalnych warunkach, mianowicie przy opalaniu tygla koksem. F. C. Thompson w dyskusji nad pracami W. E. Prythercha⁶⁾, N. P. Allena⁴⁾ i E. J. Danielsa⁶⁾ podaje, że SO_2 z koksu przenika przez ścianki tygla. Przy przetapianiu może się zwiększyć ilość tlenu lub wodoru zależnie od atmosfery pieca. Jeżeli chodzi o wodór, to chociaż W. Claus uważa, że w odlewni można go bagatelizować ze względu na małą ilość, istnieją jednak poważne źródła wodoru w atmosferze pieca. Wystarczy wymienić wytwarzanie się wodoru przy opalaniu tygli koksem, gazem lub ropą, wilgoć powietrza z niewysuszonego obmurowania pieca i mokrego wsadu, albo — co może najważniejsze — z węgla drzewnego. A. G. Ramsay podaje do 3% wilgoci w handlowym węglu drzewnym.

W związku z wpływem atmosfery pieca należy zwrócić uwagę, że odlewnik posiada dostateczne środki do ochrony przed gazami, mianowicie topniki. Wprowadzie E. Schulz⁷⁾ nie uważa topników za dostateczną ochronę przed gazami, jednak wielu innych autorów, między innymi W. Claus, twierdzi przeciwnie, a W. E. Prytherch³⁾ podaje nawet, że topnik utrudnia wydzielanie się wodoru z kąpeli. Trzeba dodać, że o ile ochrona kąpeli przed gazami zewnętrznymi jest dodatnią stroną topników, o tyle utrudnianie ujścia gazów okludowanych z kąpeli być nią nie może. Pocięszający wynik pod tym względem otrzymali badacze rosyjscy M. P. Sławiński, I. E. Gorszkow i R. R. Syromiatnikow, mianowicie, że topnik NaCl lub $\text{K}_2\text{CO}_3 + \text{Na}_2\text{CO}_3$ chroni miedź przed gazami z atmosfery pieca a równocześnie nie utrudnia ułatniania się gazów okludowanych w miedzi.

II. Gazy w mosiądzu.

W przypadku topienia mosiądzu kwestia gazów przedstawia się zupełnie inaczej. Rozważymy tutaj również po kolei wpływy poszczególnych gazów, jakie zagrażają odlewom mosiężnym ze strony wsadu, atmosfery pieca podczas topienia i atmosfery formy odlewniczej podczas odlewania. Jeżeli chodzi o namiar, można tu mówić tylko o gazach dostających się z miedzią, a jakie są to gazy, dowiedzieliśmy się z poprzedniego rozdziału. Odpadki mo-

siężne mogą zawierać w większych ilościach tylko tlen w postaci tlenków cynku. Wszystkie inne gazy, jak wodór, SO_2 , CO_2 , CO i azot mogą być zawarte w odpadkach mosiężnych jedynie jako porwane przez płynny mosiądz w czasie odlewania z atmosfery pieca lub formy odlewniczej, pokrytej zwykle różnymi smarami, które przy spalaniu wydzielają wodór, węglowodory i tlenki węgla.

Gazy wprowadzane z namiarem przy topieniu mosiądzu nie wywierają jednak ujemnego wpływu na mosiądz. Dzieje się to dzięki niezmiernie dodatnim stronom samego cynku. Cynk, jako posiadający większe powinowactwo do tlenu od miedzi (cynk 85 kal., a miedź tylko 43 kal. na 1 g atom tlenu), odbiera jej wszystkie tlen i w postaci ZnO przechodzi do żuźla. Ułatwia mu to ciężar właściwy, który wynosi 5,4. A. Schimmel powiada, że tlenek cynku tak szybko unosi się ku górze, że nawet w przypadku niestosowania fosforu do odtleniania, który czyni kąpiel bardziej rzadkopłynną, można go spotkać w odlewie nadzwyczaj rzadko. Odnosi się to do tlenku powstałego z reakcji wewnątrz kąpeli, a ten łatwo poznać, posiada on bowiem specjalny kształt (w postaci hieroglifów). Jeżeli chodzi o tlenek gotowy, wprowadzony z namiarem, to ten również szybko przechodzi do żuźla, gdyż wg R. Gendersa i G. L. Baileya kąpiel nie zwilża go zupełnie. To samo odnosi się do tlenku cynku, powstałego ponad kąpielą w postaci białych płatków lub pyłu. Jeżeli znajduje się tlenki cynku w odlewie, to pochodzą one wyłącznie z okresu odlewania do form czyli jako porwane strumieniem płynnego mosiądzu i uwięzione w skrzepniętym odlewie.

Nie tylko tlen zostaje usunięty z kąpeli przy topieniu mosiądzu. Także wodór nie może utrzymać się w niej na stałe, lecz ułatwia się już przed odlewaniem. Czynnikiem, działającym w tym kierunku, jest również cynk. Wpływ składnika stopowego na rozpuszczalność gazów ujmuje jasno W. Claus, mówiąc, że rozpuszczalność danego gazu w stopie będzie większa, równa, lub mniejsza, zależnie od rozpuszczalności tegoż gazu w danym składniku. Do zera może być doprowadzona rozpuszczalność wówczas, jeżeli dodatek stopowy łączy się z gazem, dając nierozpuszczalne w kąpeli związki niemetaliczne. Otóż cynk posiada nie tylko zdolności odtleniające, lecz wg R. Gen-

⁶⁾ Unsoundness in Bronze Castings — Journ. Institute of Metals, 1930, Nr 1, str. 125.

⁷⁾ Die technologische Bedeutung der Gase in Metallen. Zft. f. Metallkunde, 1929, str. 7.

dersa⁴⁾ odgazowuje także kąpiel. T. Turner⁸⁾ podaje, że płynny cynk rozpuszcza w 100 g tylko 1,3 mg wodoru.

Niezależnie od tego odgazowujące działanie cynku polega głównie na prężności pary cynku w stopionym mosiądzu. G. L. Bailey⁹⁾, badając wpływ przepuszczania wodoru przez płynny mosiądz 70 : 30 i otrzymawszy po tym zabiegu odlew zupełnie zdrowy, stwierdza, że ciśnienie pary cynku wyklucza całkowicie rozpuszczanie się wodoru w płynnym mosiądzu. Częstkowe ciśnienie par cynku w różnych mosiadcach i temperaturach przedstawia tablica 1.

Tablica 1.

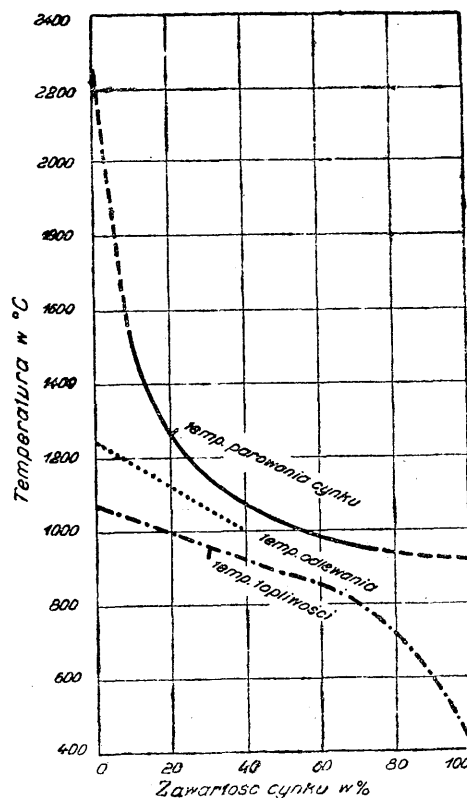
Prężność pary cynku w mosiadcach przemysłowych.

Skład chemiczny	Cząstkowe ciśnienie pary cynku w różnych temp.				
	Punkt topliwości		Przybliżone temp. odlewania		Temp. wrzenia cynku w °C (przy ciśn. Zn 760 mm Hg)
	temp. w °C	Ciśnienie pary mm Hg	temp. w °C	Ciśnienie pary w mm Hg	
cynk	419,5	0,139	500	1,27	918
60 : 40	900	160	1040	600	1070
65 : 35	930	170	1070	595	1100
70 : 30	955	150	1100	540	1145
80 : 20	1010	85	1150	265	1300
90 : 10	1055	20	1200	80	1600

Istnieje tu ścisła analogia z rozpuszczalnością gazów w wodzie, która maleje ze wzrostem prężności pary wodnej i staje się zerem przy temperaturze wrzenia wody. Parowanie cynku w stopach Cu — Zn przedstawia wykres rys. 4, podany przez L. Guilleta. Tak więc, rozpuszczalność wodoru w kąpeli mosiądzu zmniejsza się ze wzrostem ciśnienia cząstkowego pary cynku w stosunku do ciśnienia atmosferycznego czyli do zera w temperaturze wrzenia cynku. Równoczesne zmniejszenie ciśnienia cząstkowego wodoru nad kąpielą przez pary cynku przyspiesza wydzielanie wodoru z mosiądzu. Należy jeszcze podnieść, że gdyby nawet cynk nie usuwał wodoru z mosiądzu, byłby czynnikiem niezmiernie dodatnim już przez związanie wszystkiego tlenu i przeprowadzenie go

⁸⁾ The Casting of Metals — Journ. Institute of Metals, 1921, Nr 2, str. 5.

⁹⁾ The Influence of Dissolved Gases on the Soundness of 70.30 Brass Ingots — Journ. Institute of Metals, 1928, str. 145.



Rys. 4.

Temperatura parowania cynku w zależności od składu chemicznego mosiądzu (wg L. Guilleta).

do żuźla, usuwając przez to możliwość powstania pary wodnej. A. S. L. Archbutt¹⁰⁾ podaje, że ZnO nie może być zredukowany przez wodór.

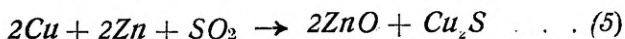
Jeżeli więc pary cynku są w stanie usunąć tlen i wodór z kąpeli w czasie topienia, to tym bardziej nie pozwolą na rozpuszczanie się tym gazom z atmosfery pieca ani też w czasie odlewania, tak dalece, że gdyby chodziło tylko o to przy topieniu mosiądzu, możnaby w ogóle nie przykrywać kąpeli żadnym topnikiem. Jeżeli się to robi, to jedynie w tym celu, aby zapobiec parowaniu cynku i jego wypalaniu się z mosiądzu. Przy odlewaniu mogą się dostać gazy tylko jako porwane mechanicznie i wyłącznie te, które nie zdążą ulotnić się przed skrzepnięciem.

A jak się przedstawia sprawa SO₂ w mosiądzu? Otóż wobec SO₂ cynk zachowuje się podobnie jak wobec wodoru. W. Claus kładzie nacisk na ochronne działanie par cynku i płynnej warstwy tlenków cynku przed SO₂ z atmosfery pieca, które jest tym większe, im bogat-

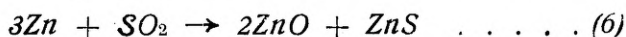
¹⁰⁾ The Use of Fluxes in Brass Melting - Fluxes and slags in Metal Melting and Working, General Discussion 1924, str. 115.

szy jest mosiądz w cynk. Mosiądz już przy żarzeniu posiada pewną prężność pary cynku. G. L. Bailey⁹⁾ twierdzi, że pary cynku wykluczają rozpuszczanie się w kąpeli mosiężnej nie tylko wodoru lecz także SO₂ i innych gazów. Z drugiej strony, gdyby pary cynku nie wypędziły SO₂, wprowadzonego do kąpeli z miedzią, istnieje inna droga unieszkodliwienia go w mosiądzu, mianowicie cynk redukuje SO₂¹¹⁾, wskutek czego przestaje on być szkodliwy jako gaz.

Przy zawartości cynku ok. 10% (między 8 i 12%) SO₂ reaguje z miedzią i cynkiem wg E. Rauba i A. Scholla¹²⁾ w myśl równania:



Reakcja ta jest nieodwracalna wskutek wpływu ZnO na powierzchnię płynnego stopu. Przy zawartości Zn ponad 12%, a więc i w mosiądzu 60 : 40, SO₂ reaguje tylko z cynkiem w myśl równania:



Siarczek cynku ma przechodzić do żuźla tylko częściowo, wskutek rozpuszczalności w płynnym mosiądzu.

Tlenek, dwutlenek węgla i azot, jako nierozpuszczalne w miedzi, tym bardziej nie rozpuszczają się w mosiądzu.

Chociaż więc żaden z powyższych gazów nie może się znajdować w płynnym mosiądzu i powodować pęcherzy gazowych, to jednak spotyka się w literaturze wyniki analizy gazów w mosiądzu, zawierające nie tylko wodór lecz także CO, CO₂ i azot, np. C. J. Smithells i W. Hessenbruch podają na 100 g mosiądzu 60 : 40 5,7 cm³ gazów, w tym 36% obj. wodoru, 9,5% CO, 19% CO₂, 22% CH₄ i 13,5% N₂. Ale tutaj należy zaraz zwrócić uwagę na to, że gazy te nie pochodzą z okresu topienia, lecz z okresu odlewania, jako mechanicznie pochwycone przy krzepnięciu. Zawartość CH₄ natomiast daje dowód, że gazy te pochodzą ze smaru pokrywającego formę odlewniczą, gdyż smary składają się między innymi z olejów mineralnych.

Przy okazji warto podać jeszcze analizę gazów z pęcherza powstałego w pasku mosiężnym (rys. 5), który również jest pochodzenia



Rys. 5.

Pęcherz gazowy w walcowanym na gorąco pasku mosiężnym (60 : 40) Wg R. Gendersa i G. L. Bailey.

odlewniczego. Objętość gazu w tym pęcherzu wynosiła 33,5 cm³ dla normalnych warunków temperatury i ciśnienia. Ponieważ objętość pęcherza posiadała 21 cm³, ciśnienie gazu w tym pęcherzu dla temperatury 0° wynosiło 1,6 atm. Analiza gazu wykazała: CO₂ — 0,24%, CO — 0,36%, O₂ — 2,29%, N₂ — 6,62%, CH₄ — 2,07%, H₂ — 88,40%.

Z wyżej przedstawionego stanu zagadnienia gazów w mosiądzu można wysnuć wiele ciekawych wniosków. Podamy tu tylko dwa, jeden natury czysto odlewniczej a drugi częściowo z zakresu gospodarki materiałem użytym do wytapiania mosiądzu.

Widzieliśmy, że proces topienia mosiądzu nie tylko nie wprowadza nowych gazów do kąpeli, lecz także usuwa z niej wszelkie gazy wprowadzone z wsadem do pieca. Płynny mosiądz przygotowany do odlania jest więc całkiem wolny od gazów. Jak wielką zatem wagę należy przywiązywać do samego odlewania, które źle przeprowadzone, czyni całą dobroczynną właściwość cynku bezużyteczną. Największy wpływ mają tutaj smary do pokrywania formy, które z natury rzeczy składają się z materiałów wydzielających ogromne ilości gazu. Trzeba przyznać, że w formie odlewniczej potrzebna jest atmosfera redukująca, jednak należy dążyć do innego rozwiązania

¹¹⁾ Ueber den Einfluss von SO₂ auf Bronze und Kupfer. Zft. f. Metallkunde, 1929, str. 117.

¹²⁾ Die Umsetzungen zwischen geschmolzenen Kupferlegierungen und Schwefeldioxyd. Zft. f. Metallkunde, 1397, str. 16.

tej kwestji. Znacznie gorzej sprawa ta przedstawia się dla metali rozpuszczających w sobie gazy, np. dla miedzi. To jest przyczyną, że miedź nie nadaje się¹³⁾ do odlewania gotowych przedmiotów.

Drugi wniosek polega na tym, że skoro mosiądz podczas wytapiania całkiem pozbywa się wszelkich gazów, wszelkie przepisy nakazujące stosowanie takiego a nie innego materiału i w takim a nie innym składzie procentowym nowego i starego materiału do wytopu, nie mają znaczenia dla jakości odlewu i własności gotowego produktu. Przepisy te nie mają znaczenia ani dla nowego materiału ani dla odpadków i to zarówno pod względem korzystnego jak i ujemnego ich wpływu. Stąd to w literaturze spotyka się w tej kwestji różne poglądy. Jedni wolą więcej starego materiału inni więcej nowego. Tymczasem powinny tu być brane pod uwagę przede wszystkim względy gospodarcze. Inne względy mają uzasadnienie tylko przy metalach wrażliwych na gazy w czasie topienia.

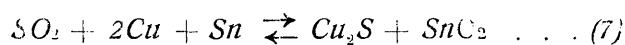
III. Gazy w spiżu i brązie cynowym.

Kwestia gazów w brązie cynowym przedstawia się prawdopodobnie gorzej niż w mosiądzu, jest ona jednak jeszcze mało zbadana. Wszystko zależy od tego, jak działa cyna. W. Rohn w dyskusji do artykułu A. Sievertsa¹⁾ powiada, że gdy czystą miedź trudno odlać bez pęcherzy, już 0,5% Sn wystarcza, by otrzymać zdrowy odlew. Czy dzieje się to na skutek odtleniania czy odgazowywania miedzi, trudno bezspornie orzec. A. Sieverts¹⁾ przyjmuje, że Sn nie może spowodować znacznego obniżenia rozpuszczalności gazu w miedzi a działa tylko redukująco. C. J. Smithells i W. Hessenbruch¹⁴⁾ podają natomiast, że cyna do tego stopnia obniża rozpuszczalność wodoru, że można go przepuszczać przez brąz bez wywołania pęcherzy w odlewie.

¹³⁾ Lunker - und Blasenbildung in Kupfer - Gusstücken. W. Stahl. Metall u. Erz. 1921, str. 57.

¹⁴⁾ Beimengungen u. Verunreinigungen in Metallen, 1931.

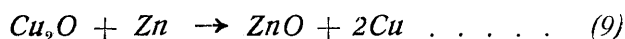
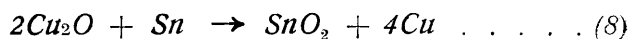
Odnosnie SO_2 działa cyna wg P. Roentgena i G. Schwietzkego redukująco w myśl reakcji:



Ta reakcja wg nowszych badań¹²⁾ jest odwracalna tylko przy dostatecznym spadku ciśnienia cząstkowego SO_2 , także w czasie krzepnięcia. Odwracalności reakcji (7) przeciwdziała częściowo fakt, że SnO_2 nie rozpuszcza się w kąpieli lecz przechodzi do żużla. W ten sposób reakcja (7) zabezpiecza brązy cynowe przed porowatością.

Że jednak cyna nie jest tak skuteczna jak cynk, można wnioskować z kilku następujących faktów. Odtleniające własności cyny są słabsze niż cynku, bo gdy ciepło reakcji cynku i tlenu wynosi 85 kal., to cyny i tlenu tylko 68 kal na 1 g atom tlenu. Także zdolność odgazowania kąpieli jest mniejsza niż cynku, albowiem punkt wrzenia cyny jest bez porównania wyższy (2270°). W dodatku zawartość cyny w brązie jest 4—5 razy mniejsza niż cynku w mosiądzu. Wystarczy tu wziąć dla porównania tablicę 1 lub wykres (rys. 5), z których widać, jak silnie zmniejszają się własności odgazowujące samego cynku ze zmniejszeniem jego zawartości do 10%.

Nie bez znaczenia jest też fakt, że ostatnio coraz mniej wytapia się czyste brązy cynowe, a dodaje się do nich trochę cynku. Ma to niewątpliwie na celu polepszenie odlewu. Taki brąz z dodatkiem cynku nosi nazwę spiżu. Spiż więc zawiera dwa pierwiastki, zmierzające do zabezpieczenia go przed gazami. Przed tlenem chronią one spiż wg reakcji:



Z powyższych względów racjonalne jest używanie do wyrobu drutu sprężynowego spiżu zamiast brązu cynowego. Normalnie stosuje się go do tego celu, np. na sprężyny zapalnikowe używa się spiżu o zawartości 8% Sn i 2% Zn lub 6% Sn i 4% Zn. W Polsce przed wojną do wyrobu sprężyn zapalnikowych stosowany był spiż o zawartości 9% Sn i 1% Zn.

INŻ. ZYGMUNT WUSATOWSKI

Hutniczy Instytut Badawczy

Wady i braki zwykłych blach stalowych.

Przy wytwarzaniu blach spotykamy się codziennie z występowaniem takich czy innych wad, powodujących mniejszą lub większą ilość braków produkcyjnych. Zjawiskami tymi zajmujemy się zwykle pobieżnie, raczej statystycznie, nie starając się wnikać głębiej i zrozumieć przyczyny ich występowania.

Aby ułatwić zrozumienie zagadnienia zebrałem i usystematyzowałem zasadnicze oraz ważniejsze wady produkcyjne blach grubych, cienkich i zimno walcowanych. Opracowanie takie nie może — z natury rzeczy — zajmować się szczegółowym opisywaniem każdej wady i przyczyny jej powstawania, gdyż trzeba było wówczas poświęcić temu tematowi całą książkę.

Usystematyzowanie wad wg miejsca, gdzie one powstają, pozwala wszakże na szybkie rozpoznanie przyczyny powstawania braków i na właściwe wkroczenie kierownictwa produkcji, w możliwie krótkim czasie.

Normy ustalają warunki, którym odpowiadać mają blachy odnośnie:

- własności wytrzymałościowych i technologicznych,
- dopuszczalnych odchyłek grubości i wagi,
- dopuszczalnych odchyłek długości i szerokości,
- jakości powierzchni.

Wymogi pierwszych 3 punktów mogą odnosić się do każdego wytworu walcowanego; jedynie skalą jakości powierzchni różnią się blachy od wszelkich innych wytworów walcowanych.

Normy podają ogólne wymagania co do powierzchni blach: „Blacha ma być możliwie gładko przewalцовana i nie powinna wykazywać na powierzchni łusek, pęcherzy, pęknięć, zawalцовan i naderwań. Drobne wwalцовania mogą być usunięte sposobem mechanicznym, a powstałe wgłębienia wyrównane w granicach tolerancji grubości danej blachy”.

Końcowa uwaga może odnosić się — przy blachach cienkich — do blach czarnych handlowych, oraz do emaliowania, gdyż wszystkie inne blachy o dużych wymaganiach co do powierzchni nie dopuszczają takich błędów. Są to blachy tłoczne, głęboko tłoczne, karose-

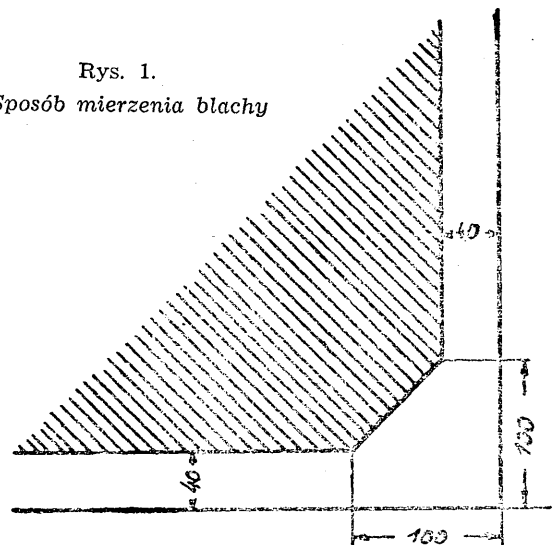
ryjne i meblowe. Zwłaszcza te dwa ostatnie gatunki blach muszą mieć powierzchnię pierwszorzędą. I to jest charakterystyczne dla blach, że materiał dla zwykłych blach stalowych jest dla wszystkich blach jednakowy. Ale jaka ogromna różnica powierzchni, istnieje między tzw. czarną a blachą karoseryjną!

Stopniujemy blachy cienie na następujące gatunki wg jakości ich powierzchni:

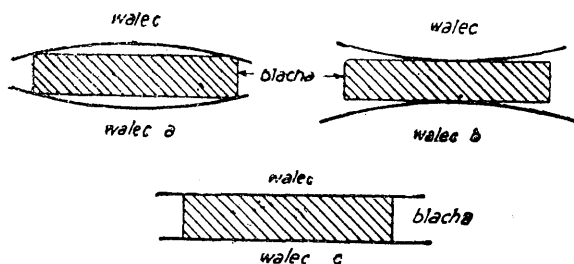
- blachy czarne handlowe — żarzone w otwartym ogniu,
- blachy do ocynkowania i emaliowania — żarzone w skrzyniach,
- blachy tłoczne, raz trawione — do prasowania lub płytkiego tłoczenia,
- blachy tłoczne, dwa razy trawione, gładzone — do tłoczenia,
- blachy głęboko tłoczne, dwa razy trawione, zimno walcowane — do głębokiego tłoczenia,
- blachy specjalne, głęboko tłoczne, o podwyższonej wytrzymałości ($R_r = 32$ do 42 kg/mm^2),
- blachy karoseryjne,
- blachy meblowe.

Chciałbym zwrócić uwagę na drugi jeszcze moment, który nie zawsze jest przestrzegany przy kontroli blach. Normy wyraźnie określają, że pomiar grubości blach musi odbywać się co najmniej w odległości 100 mm od rogów i 40 mm od brzegów blachy. A więc musi leżeć w zakresie zakreskowanego pola rys. 1.

Rys. 1.
Sposób mierzenia blachy



Dla zrozumienia procesów wytwórczych muszą jeszcze z grubsza przypomnieć, że walce walcowni blachy są różne: wklęsłe, płaskie i wypukłe (na rys. 2 pokazane przesadnie).



Rys. 2.

Wszystko to zależy od sposobu walcowania blach. Aby blacha wychodziła równa, muszą walce mieć powierzchnie płaskie w chwili przejścia blachy przez walce i dlatego walce muszą w tym momencie być o tyle wypukłe (b na rys. 2), ile to jest konieczne dla wyrównania strzałki ugięcia walców skutkiem nacisku metalu na walce (tak walcuje się na walcach stale chłodzonych). Walce płaskie i wklęsłe (a i c na rys. 2), muszą przed walcowaniem napęcznić przez nagrzanie środka beczki walca do takiej samej wypukłości (tak walcuje się na walcach gorących lub tylko okresowo studzonych).

Przy omawianiu procesów wytwórczych musimy rozróżnić między blachami grubymi i cienkimi, blachy średnie natomiast można zaliczyć do blach cienkich lub do blach grubych, a to zależnie od sposobu ich walcowania.

Blachy grube w większości przypadków są walcowane z wlewków płaskich, tzw. bram. Konieczność rozbicia pierwotnej struktury wlewka upodabnia początek walcowania tych blach z walcowaniem na zgniataczu.

Walcowanie blach cienkich odbywa się z półproduktu, tzw. platyny, odpowiadającej ryglowi na walcowniach średnich lub drobnych.

I. Blachy grube.

Wady blach grubych mogą mieć różne przyczyny. W Zakładach Marjupolskich w Zagłębiu Donieckim zebrano statystykę przyczyn występowania braków przy walcowaniu blach grubych. Okazało się, że:

A. Braki wymiarowe wynoszą:

a) Wymiary poniżej tolerancji w pewnych częściach profilu . . .	6,84%
b) Blachy skośne i krzywe . . .	12,56%
c) „ wąskie . . .	4,60%
d) „ szerokie . . .	4,06%
e) „ krótkie . . .	1,38%
f) „ grube . . .	2,02%
g) „ cienkie . . .	2,36%
h) „ faliste . . .	2,21%
i) „ pocięte i niedowalcowane . . .	4,26%

B. Braki materiałowe wynoszą:

j) Łuski . . .	7,00%
k) Rysy . . .	10,51%
l) Wtrącenia z żużla i cegieł stalowni . . .	1,32%
m) Wtrącenia z żużla i cegieł walcowni . . .	18,29%
n) Zgorzele . . .	4,13%
o) Pęcherze stalownicze . . .	16,18%
p) Inne . . .	2,17%

Około 40% braków pochodziło z winy walcowników, 25% z winy pieca na walcowni, a 35% z winy stalowni. Cyfry te są tylko obrazem pracy danego zakładu i nie można ich przenosić na żadną inną walcownię, gdyż uzależnione są one od warunków miejscowych, jak załogi, urzędzeń, sposobów pracy itd.

Ponieważ wymagania co do powierzchni blach są duże, z zasady nie walcuje się bram gorących wprost ze stalowni, bez uprzedniego oczyszczenia powierzchni przez wydłutowanie.

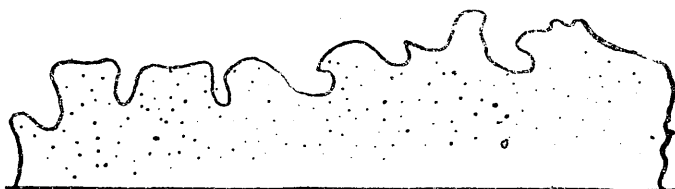
Przychodzący wsad do walcowni blachy musi być dokładnie przeglądany i kontrolowany:

- 1) czy przesłano właściwe numery topów i czy topy posiadają żadaną analizę,
- 2) czy przysłano właściwe ilości bram o zamówionej wadze,
- 3) czy przysłane bramy nie posiadają błędów stalowniczych i czy powierzchnia bram została dokładnie z wad oczyszczona,
- 4) czy nadesłane bramy mają odpowiedni format oraz grubość dla posiadanych urzędzeń walcowniczych.

Drugie miejsce, które musi być troskliwie doglądane na walcowni grubej blachy, to piec grzewczy. Błędy tu popełnione uwiadcniają się natychmiast pod walcami i są o tyle dotkliwe, że raz przegrzanego materiału nie można już w żaden sposób naprawić.

a) Wady powstałe przy nagraniu bram.

Bramy przegrzane, zależnie od gatunku stali, pękają, mogą rozpaść się na „drobną kaszę” albo na pojedyncze kryształy, gdy więź międzykrystaliczna została poważnie osłabiona. Mniej przegrzane bramy przy walcowaniu rwą się po brzegach (rys.3). Zazendrowanie powierzchni takich bram jest daleko posunięte, zgar a więc utrata wagi — duży. Odzendrowanie przez rzucane gałęzi brzożowych, mokrych trocin, posypywanie solą itd. w czasie walcowania idzie bardzo ciężko i dlatego blachy takie stale wykazują miejscami wciśniętą i wwalcowaną zendrę, dyskwalifikującą je w ostatecznej kontroli. Powierzchnia takich blach ma wygląd porowaty, jak uszkodzona ospa.



Rys. 3.
Brzeg przegrzanej blachy.

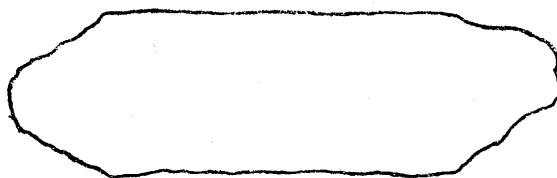
Za zimno pracujący piec obniża produkcję, nie pozwalając na walcowanie optymalnymi gniotami, grozi stale złamaniem walca na skutek nadmiernych nacisków i powoduje duży procent braków w postaci blach za grubych i niedowalcowanych, b. często w postaci „kołysek”. To samo dotyczy wszelkich niedogrzań czy nierównomiernego nagrzania bram.

Dlatego źle pracujący piec grzewczy na walcowni blachy jest poważniejszym źródłem braków niż walce.

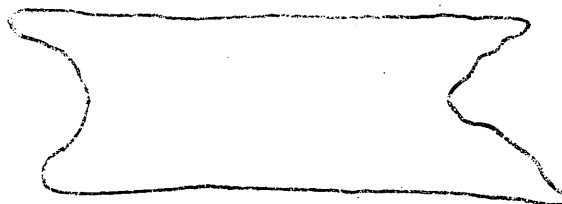
b) Wady na skutek złego walcowania.

Wprawdzie procent braków z winy obsługi walców jest dużo większy, ale blachy te zazwyczaj nie są stracone. Są to blachy za cienkie, za grube, za wąskie, za krótkie lub skośne. Blachy takie można zwykle przyciąć na formaty składowe lub inne bieżące zamówienia. Opóźnia to tylko terminowość wykonania zamówień.

Jeśli blacha jest za cienka w środku, to w środku blachy będą wciśnięte „brzuchy” z przodu i z tyłu blachy. Przeciwnie, gdy blacha jest cienka po bokach, to posiada wyciągnięte „rogi” (rys. 4 i 5).



Rys. 4.
Blacha z brzuchami.



Rys. 5.
Blacha z rogami.

Jeśli walec jest za bardzo wklęsły, czyli jak mówią walcownicy „pusty” a blacha gorąca, to taki walec zbiera metal z boków do środka, wywołując tu fałdy i przecięcia na blachach.

Falistość blachy jest dalszą poważną wadą z winy załogi. Wada ta przeważnie dyskwalifikuje blachy. Przyczyną tego może być złe szlifowanie walca, złe chłodzenie beczki walca lub walcowanie nieodpowiednim gniotem stygnących blach w końcowych przepustach. Na skutek tego szpara walców nie posiada równoległego przekroju przy przejściu metalu między walcami. Szpara ta jest za wklęsła albo za wypukła.

W pierwszym wypadku, tj. przy szparze wklęsłej, środki walców są bardziej zbliżone do siebie niż boki i więcej wygniatają materiału. Materiał nie ma gdzie odpłynąć, gdyż jest połączony ze słabo gniecionymi bokami i powstają fale w środku walcowanej blachy.

Podobnie jest przy szparze wypukłej: boki walców są do siebie więcej zbliżone niż środki i fale powstają wtedy po bokach blachy.

Przez stałą kontrolę i szkolenie załogi ilości tych braków można znacznie zmniejszyć.

Do dalszych wad z winy załogi walców należą także wtrącenia z cegły i żużla na blachach. Jeśli bramy właściwie nagrzej, wyciągniętej z pieca grzewczego, nie oczyścić na powierzchni z resztek cegieł ogniotrwałych, spadłych ze sklepienia lub też pływających w płynnym żużlu, to przy walcowaniu zostaną one wgniecione w powierzchnię blachy. Występują one na powierzchni, a przez brak war-

stwy przykrywającej z tlenków czy z metalu, łatwo je odróżnić od podobnych wad pochodzenia stalowniczego. Piec grzewczy może być prowadzony na żużel płynny lub stały. W obu przypadkach trzeba bramy troskliwie odzendorować, zwłaszcza w pierwszych przepustach, aby zapobiec wwalcowaniu żużla i zendry w powierzchnię blachy.

Często też zamiatacz rzuca gałęzie celem odzendorwania blachy, lecz spryskana zendra nie zostaje zmieciona lecz wgnieciona w blachę. Nie można na to żadną miarą zezwolić i trzeba bezwzględnie pilnować, aby blachy w czasie walcowania były starannie zmiotane, gdyż wszystko to, co wciska się w gładką powierzchnię gorącej blachy, uszkadza jej powierzchnię.

Gałęzie brzozone należy rzucać dopóki blacha jest gorąca, a potem walec polewać wodą, gdyż w blasze mogą powstać wgłębienia od niespalonych resztek, oblepionych na walcu.

Pęknięcia pochodzenia walcowniczego mogą powstać w piecu grzewczym. W znacznej ilości przypadków pęknięcia takie obserwuje się na zimniejszej stronie blachy, tj. dolnej, gdyż płomień jednostronnie nagrzewa górę bramy, a dół leży na chłodzonych rurach. Pęknięcia takie występują zwykle tylko na większych bramach. Przy stalach stopowych natomiast lub o większej zawartości węgla, zbyt raptowne podgrzanie bramy może doprowadzić do pęknięć wewnętrznych lub całkowitego pęknięcia bram w piecu.

Inny typ pęknięć może powstać pod walcami. Zbyt silny gniot bramy, zwłaszcza w początkowych przejściach, gdy posiada ona jeszcze grubą transkrystaliczną budowę, powodują ostre przesunięcia kryształów względem siebie. Tak samo walcowanie zbyt silnym gniosem może spowodować naderwania lub pęknięcia w dalszych przejściach, przy czym nie należy zapominać o drugim czynniku, tj. temperaturze. Wyższa temperatura blach dopuszcza większe gnioły i odwrotnie, niższa — mniejsze gnioły. Przejścia początkowe są jednak najważniejsze. Naogół pęknięcia takie najczęściej występują w miejscach, które najszybciej stygną, tj. na bokach bram i blach. Pęknięcia w środku blach pochodzą najczęściej z tych bram, które zbyt szybko podgrzewano i które miały gorącą powierzchnię a zimne jądro.

c) Wady pochodzenia stalowniczego.

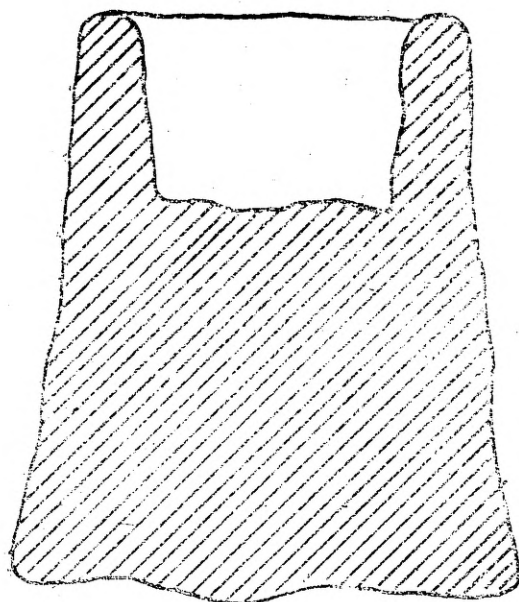
Wady blach pochodzenia stalowniczego umyślnie omawiam w części o walcowaniu blachy, gdyż ujawniają się one dopiero w czasie walcowania, chyba że były to wady powierzchniowe bram, które stalownia powinna była usunąć przy kontroli wlewków przez wydłużanie.

Typową wadą stalowniczą, często spotykaną w czasie wojny, było rwanie się metalu na skutek zbyt małej zawartości manganu w stali. Jeżeli niedomiar był nieznaczny (ok. 0,20 — 0,18% Mn w stali), dawało to wynik zbliżony do przegrzania bram w piecu, a więc rwanie się blach na jej brzegach. W ostrzejszych wypadkach prowadziło to do rwania się blach na dwa lub więcej kawałków w czasie walcowania. Niewielkie przekroczenia procentowych zawartości fosforu i siarki nie powodują złego walcowania się blach. Ich działanie odbija się może w powiększeniu likwacji i jam usadowych, lecz w procesach wytwórczych nie można zaobserwować żadnych poważnych różnic. Trzeba pamiętać przy tym, że siarka jest szkodliwsza przy większych zawartościach tlenu w stali.

Zasadnicze za to znaczenie dla stanu powierzchni blachy ma forma i sposób występowania pęcherzy podskórnych. Jeżeli pęcherze są rozmieszczone płytko pod powierzchnią, to w czasie podgrzewania bram w piecu grzewczym cienka powłoka przykrywająca spali się lub silnie utleni, tak że pęcherz wychodzi z pieca otwarty lub otwiera się w czasie walcowania. Jego powierzchnie wewnętrzne ulegają utlenieniu i nie mogą się zgrzać, tworząc łuski na powierzchni blachy. Pęcherze takie, wychodząc na powierzchnię na krawędziach blach, nadają blachom wygląd jakby o spalonych brzegach. Rozróżnianie nie jest łatwe, ale poznać to można po tym, że blachy te posiadają ponadto czyste metaliczne miejsca naderwań.

Jeżeli w wyrosłym wlewkowi gazy wypełniające jamę usadową potrafiły przerwać się na zewnątrz, to metal w środku wlewka opada i tworzą się tzw. „cholewy” (rys. 6). Przy walcowaniu takiej bramy blacha posiada na znacznej swej długości rozwarstwienie.

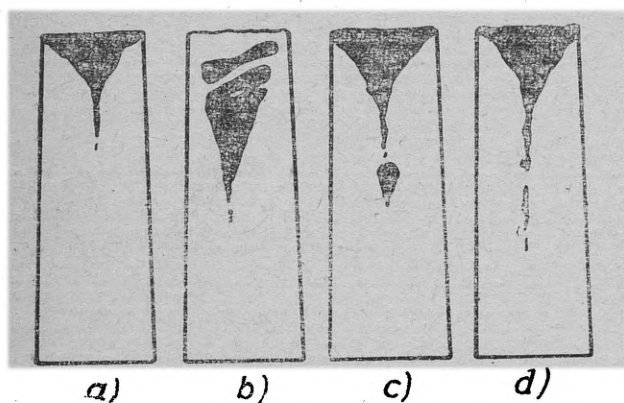
Rozwarstwienia takie mogą też powstać na skutek dużej jamy usadowej i wtedy cienka szczelina w blasze sięga od głowy daleko



Rys. 6.
„Cholewa”.

w głąb blachy, łącząc się z przylegającymi pustkami i pęcherzami.

Rodzaje jam usadowych, występujących w bramach, przedstawia rys. 7. Nie będą się rozwodził nad przyczynami takiej lub innej formy jamy usadowej, pozostawiając to stalownikom. Powierzchnie, ograniczające jamę usadową, są często silnie utlenione i zanieczysz-

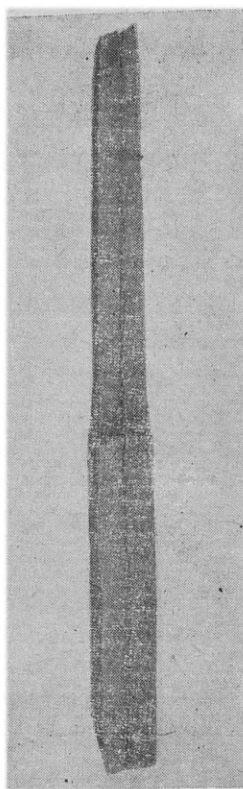


Rys. 7.
Rodzaje jam usadowych.

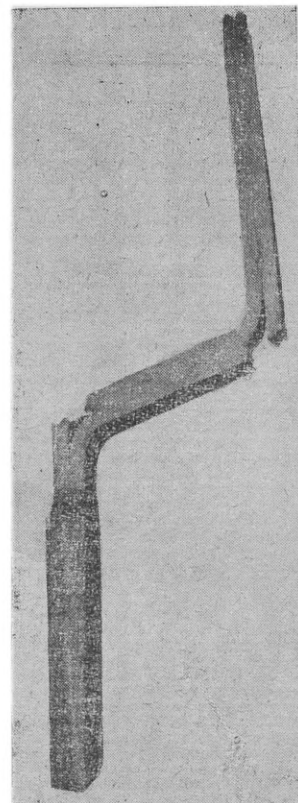
czone żużlem i z tych przyczyn nie zgrzewają się w czasie walcowania, tworząc różne formy rozwarstwień. Na rys. 8 widzimy rozwarstwienie na wytrawionej próbce na rozrywanie.

W bramach nieuspokojonych pęcherze gazowe wtedy tylko powodują rozwarstwienia, gdy powierzchnie ich nie są całkiem metaliczne i nie zgrzewają się przy walcowaniu.

Wtrącenia niemetaliczne, ze względu na swe niewielkie stosunkowo stopnie skupienia, za-



Rys. 8.



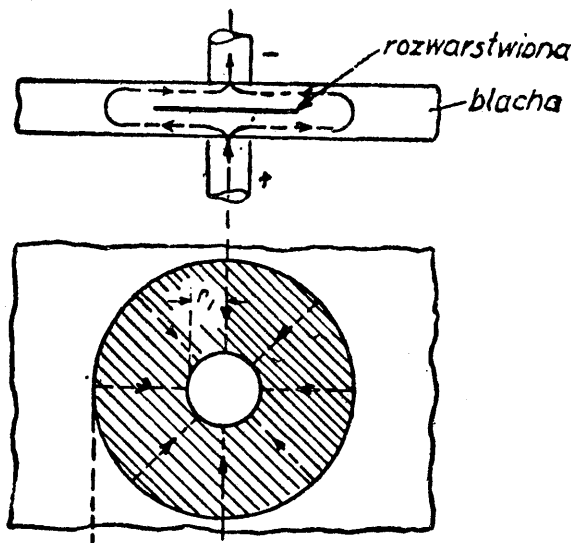
Rys. 9.

zwyczaj nie wykazują żadnych związków z rozwarstwieniami.

Przy obcinaniu na nożycy można zasięg rozwarstwień w blasze dobrze określić, chyba że jama usadowa ma formę przerywaną (rys. 7-c i 7-d). Występowanie rozwarstwień jest wówczas doskonale widoczne gołym okiem na świeżym złomie. Rys 9 pokazuje próbę amerykańską do wykrywania rozwarstwień. Próbę na rozrywanie karbuje się w dwu miejscach do ok. $\frac{1}{4}$ pierwotnej grubości, następnie zgina na zimno w miejscach nakarbowanych pod kątem ok. 90° .

Sposobu kontroli blach kotłowych metodą ultradźwięków na rozwarstwienia nie będą podawał, gdyż została ona opisana szczegółowo w artykule Nacz. Dyr. I. Borejdy w „Hutniku” z 1946 r., Nr 3, str. 125.

Aparat, budowany na zasadzie zmiany oporu elektrycznego, stosowała firma Krupp w Essen. Przy używaniu tego aparatu miejsca silniej zardzewione mogą fałszować nieco wyniki, dlatego powierzchnia blach w miejscach badanych musi być zeszlifowana szlifierką. Schemat pomiaru jest pokazany na rys. 10.



Rys. 10.

Aparat do oznaczania rozwarstwień.

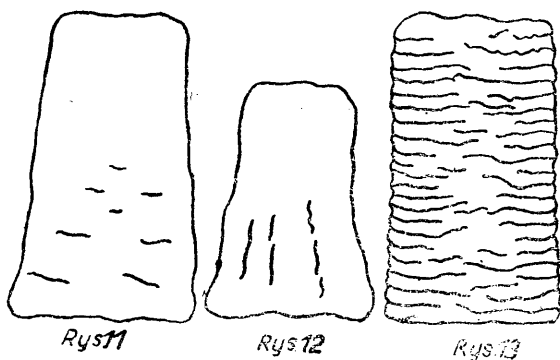
Pęknięcia powierzchniowe, powstałe w czasie stygnięcia wlewka po odlaniu, powinny być wydlutowane przez kontrolę na stalowni.

Wydlutowanie pęknięć na bramach nieuspokojonych może nieraz mijać się z celem, gdyż w nich już na głębokości 10—15 mm od powierzchni zaczynają się duże pęcherze. Jeżeli wydlutować ryse, to przy tym łatwo jest takie pęcherze otworzyć i utlenić ich powierzchnię; powstaną wtedy z nich łuski przy walcowaniu.

Charakterystyczne jest występowanie pęknięć stalowniczych w pewnych określonych miejscach na blachach. Pęknięcia takie mogą być poprzeczne i podłużne. Pochodzenie ich jest różne.

Poprzeczne pęknięcia na bramach powstają w większej części na skutek b. szybkiego i gorącego lania. Zbyt gorąca stal tworzy przy ściankach wlewnic naskórek a świeżo dopływające nowe porcje stali powodują naruszenie twardego naskórka, rozrywając go w różnych miejscach i tworząc pęknięcia

Różne typy rys na bramach



Rys 11

Rys 12

Rys 13

(rys. 11). Pęknięcia te, znajdujące się przy powierzchni wlewka, mogą być łatwo wydlutowane o ile nie sięgają w głąb.

Inną przyczyną powstawania pęknięć poprzecznych są różne wady w samej wlewnicy. Miejsca wypalone na ściankach wlewnic tworzą wgłębienia, zatrzymujące metal i wywołujące przy stygnięciu rozerwania na granicy z gładką częścią ścianki. Takie pęknięcia sięgają b. głęboko w metal i nieraz nie da się ich dokładnie wydlutować.

Podłużne pęknięcia występują zwykle w dolnej trzeciej części wlewka; nie ma ich w samym dole ani też w górnej części wlewka (rys. 12). Występują one na ciężkich wlewkach bez względu na to, czy odlane były syfonem czy z góry. Jeżeli na skutek złego odprowadzenia ciepła tworzenie naskórka postępuje wolno, a ciśnienie ciężkiego słupa metalu szybko wzrasta, to cienka skorupka nie wytrzymuje tego ciśnienia i rozrywa się wzdłuż. Pęknięcia takie mogą sięgać daleko w głąb metalu, gdyż w tym kierunku nie napotykają na silniejszy opór słabo skrzepłego tworzywa. Usunąć je wskutek tego jest b. trudno, tak że często dyskwalifikują one wlewek już w kontroli na stalowni. Występują one zarówno w twardych jak i w miękkich wytopach. Inne pęknięcia podłużne występują na zaokrąglonych bramach; przyczyną ich jest zła krystalizacja oraz pękanie na skutek za szybkiego studzenia przy stalach stopowych.

Czasem w trakcie walcowania występują pęknięcia (zafałdowania) pochodzenia stalowniczego. Przy syfonowym odlewie dużych wlewków ze stali uspokojonej zewnętrzna powierzchnia metalu lekko stygnie i utlenia się. Ciśnienie naciskającego z dołu metalu podnosi tę skorupkę wolno do góry. Podnoszący się metal przebija łatwo skorupkę i odkłada ją do ściany. Przebita ciecz zastyga, tworząc rząd kół, a w odstępach między nimi powstają pustki, tam gdzie ciecz nie dosięgła ścianki.

Wlewek wygląda jak na rys. 13 i składa się jakby z niezależnych warstw, ściśle nałożonych jedna na drugą. Przyczyną jest zbyt zimne lanie lub złe lakierowanie wlewnic.

Niekiedy w ciekły metal zaplatają się cząstki żużla, tworząc niemetaliczne wtrącenia o podłużnej postaci. Na granicach wtrąceń powstają wtedy słabe miejsca, mogące być przyczyną powstawania pęknięć.

II. Blachy cienkie.

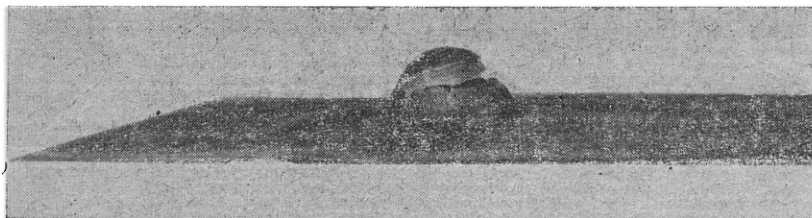
Wady na cienkich blachach dzielimy podobnie jak przy blachach grubych na:

- a) pochodzenia stalowniczego,
 - b) powstałe na skutek złego walcowania na gorąco,
 - c) powstałe przy wykończaniu.
- a) Wady pochodzenia stalowniczego.

Tak, jak przy blachach grubych, błędy popełnione w czasie jednej operacji uwidoczniają się dopiero w następnych. Dlatego więc wady pochodzenia stalowniczego występują zazwyczaj przy walcowaniu na gorąco lub przy wytrawianiu blach cienkich.

Większość tych wad, o których była mowa przy bramach, ujawnia się na wlewkach przy przewalcowywaniu na platyny. Platyny, przekazane dla walcowni cienkiej blachy, podlegają takiej kontroli jak bramy dla walcowni grubej blachy, z tą różnicą, że sprawdza się szczególnie długość pociętych platyn. Przy walcowaniu w paczkach, gdzie długość platyny odpowiada szerokości walcowanej blachy, nie dopuszcza się większych odchyłek w cięciu jak plus 5 mm, minus 0 mm. Również w wadze dostarczonych pojedynczych platyn dopuszcza się najwyżej około plus, minus 2,5% odchyłki wagi od zamówionej wagi pojedynczej platyny. Platyny wadliwe winny być usunięte przez kontrolę. Dla blach o większych wymaganiach co do powierzchni, stosuje się dodatkowo szlifowanie i trawienie platyn, aby wszystkie wady powierzchniowe ostatecznie usunąć.

Jedną z przyczyn zlepiania się blach cienkich może być występowanie większych skupień wtrąceń pochodzenia stalowniczego. Sku-



Rys. 15.

pienia te posiadając niższą temperaturę topliwości i niższą plastyczność niż stal, pod naciskiem walców rozmiękczają się i wychodzą na powierzchnię blachy powodują zlepianie się jej w różnych punktach. Aby zwalczyć to zjawisko stalownia musi prowadzić starannie

wytopy dbając o równomierne rozłożenie wszelkich wtrąceń oraz wytapiać wytopy napół uspokojone z zawartością 0,03--0,07% krzemu i nieco podwyższonym fosforem lub też z małymi dodatkami tytanu. W czasie wojny stalownie pod naciskiem walcowni podwyższyły zawartość krzemu do 0,09—0,12% nawet dla blach tłocznych.

Do dalszych wad stalowniczych należą wtrącenia cegły ogniotrwałej i żuźla (rys. 14). Miejsca takie na blasze wyglądają jak wypukłości z wtrąceniami wewnętrznymi, lub jak rozwarstwienia. Jeżeli taki arkusz blachy zgiąć chrzęści on, a ze zgięcia sypie się szary proszek rozbitej cegły ogniotrwałej lub żuźla.



Rys. 14.

Pęcherze o powierzchni metalicznej zgrzewają się, natomiast pęcherze o powierzchni utlenionej wytwarzają przy walcowaniu łuski, naderwania lub rozwarstwienia. Rozwarstwienie takie, które uwidoczniło się w próbie blachy na tłoczliwość aparatem Erichsena przedstawia rys. 15

- b) Wady na skutek złego walcowania na gorąco.

Zasadniczymi przyczynami powstawania braków przy walcowaniu jest stosowanie niewłaściwej temperatury grzania, złe prowadzenie pieców i palników, brak dbałości o czys-

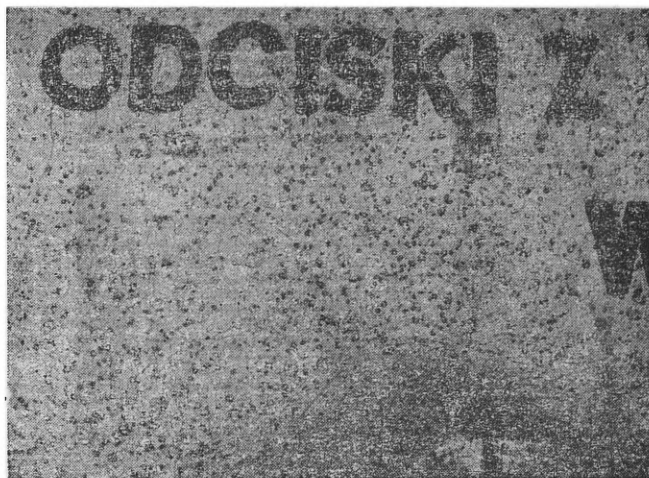
tość powierzchni walców i wreszcie niestaraną lub nieprawidłowa praca załogi.

Nieraz b. trudno jest ustalić właściwą przyczynę braku, gdyż powodów może być wiele. Naderwania blach mogą powstać przez złe podanie do walców, złe zdwijanie lub niestaranne obciążenie pakietów.

Największy procent wad gorącego walcowania blach cienkich zajmują „dzioby”. Pod tą nazwą rozumiem wgłębienia w blachach na skutek wciśniętej przy walcowaniu zendry w powierzchnię, co nadaje blasze wygląd „dziobatej”, jak po ospie. Przyczyną tego jest złe nagrzewanie placków i pakietów w piecach grzewczych. Wytworzona zendra jest twardsza i kruchsza od metalu walcowanego. Najlepiej dziobatość blachy występuje po wytrawieniu, gdy kwasy rozpuszczą zendrę a na blasze pozostaną miejsca wciśnień od zendry, tworząc szorstką i nierówną powierzchnię blachy. Wada taka dyskwalifikuje blachy do tłoczenia, emaliowania, cynkowania itd. Aby nie dopuścić do tworzenia się „dziobów” przez utlenienie się powierzchni blachy w piecu, trzeba stosować atmosferę redukującą oraz możliwie niskie lecz równomierne podgrzewanie pakietów. Należy również zwrócić uwagę na troskliwe odzendorowanie i zmiatanie zendry w czasie walcowania.

Zły stan walców i zużycie ich powierzchni powoduje nierówną, chropowatą powierzchnię blachy, jakby obsianą pęcherzami (rys. 16). Walec uszkodzony w pewnym miejscu, lub z nalepionym metalem albo też zendrą, wyciska odciski na powierzchni blachy w odstępach, równych długości obwodu walca. Stała kontrola walca i zmienianie w razie wyrobienia lub uszkodzenia powierzchni, daje ładną, gładką powierzchnię blachy.

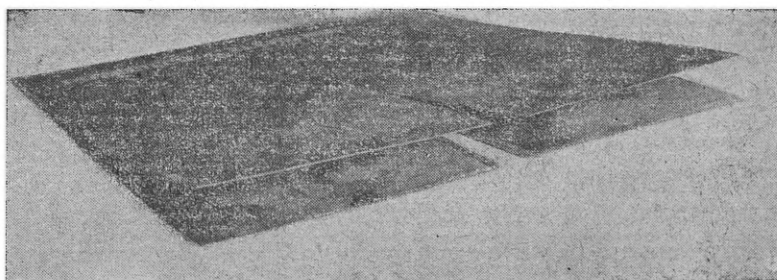
Następną nagminną chorobą jest zlepianie się blach w czasie walcowania. Zlepianie i przecięcie blach pokazuje rys. 17. Jak już nad-



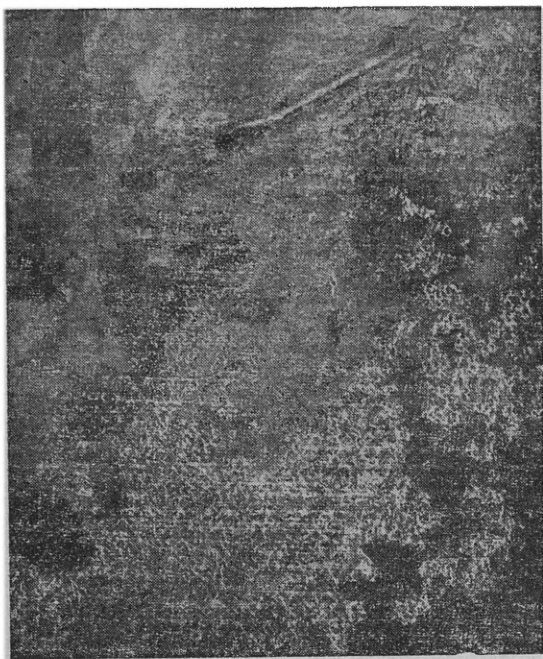
Rys. 16.

mieniłem, przyczyny zlepiania mogą być także pochodzenia stalowniczego. Jednak zbyt gorące nagrzewanie i zazendorowanie pakietów w piecach, za silne nagrzewanie walców, nie rozdzielające blach w czasie walcowania, zwiększa jeszcze bardziej skłonność blach do zlepiania się. B. ważne jest również walcowanie pod równymi gniotami oraz trzymanie tzw. kalibru przy walcowaniu, tzn. walcowanie stале na tej samej części beczki walca, bez jeżdżenia po jego szerokości w lewo czy w prawo. B. pomaga rzucanie miękkiego węgla drzewnego między blachy, lecz walcownicy nie lubią tego środka, gdyż za bardzo smoli.

Dość często spotykaną wadą są wtrącenia z wyprawy pieców. Podczas podgrzewania w piecu trafiają na powierzchnię blach zaprawa i piasek z wymurowania, kawałki cegieł ze sklepienia oraz resztki ze spodu pieca. B. często również, przy ciągnięciu blach po brudnej podłodze, przylepiają się do niej różne resztki i smoła. Przy walcowaniu na blachach powstają wtedy jasne smugi z szamoty (rys. 18). Tylko staranne utrzymanie pieca oraz całej walcowni w czystości, skrupulatna naprawa pieca i zmiatanie blach w czasie walcowania nie dopuści do ich powstawania.



Rys. 17.



Rys. 18.

B. często blachy mają nierówną grubość. Przyczyny tego mogą być różne, np. nierównomierne podgrzewanie platyn, placków i pakietów, niedokładne składanie i zdwajanie, nieprawidłowe ustawienie walców, złe podgrzewanie lub chłodzenie walców i czopów, niestaranne walcowanie i nie dość staranne odnośzenie się do całego procesu wytwórczego. Wady te b. utrudniają późniejsze zimne walcowanie i tłoczenie blach. Jeżeli metal jest nierównomiernie nagrany, to w tych miejscach, gdzie jest silniej nagrany, blacha będzie cieńsza. Walec oszlifowany wkłęsło musi otrzymać przez podgrzanie powierzchnie lekko wypukłe, o tyle aby wyrównać strzałkę ugięcia się walca w czasie walcowania. Jeśli walec jest niedostatecznie rozgrzany, to środek beczki pozostaje wkłęsły, przy nadmiernym nagraniu beczka natomiast będzie miała wypukłość. W pierwszym wypadku blachy będą grubsze w środku, a w drugim z boków i będą posiadały brzuchy i rogi jak na rys. 4 i 5. Jeżeli zjawisko to zachodzi w większej skali przy trochę zimniejszych blachach, to wytworzą się fale na blachach, w tych miejscach, gdzie są one cieńsze, tzn. silniej gniecione. Tak samo zbyt puste walce mają skłonność do zbierania materiału z boków do środka blachy. Tu powstające fałdy pękają przy walcowaniu, tworząc tzw. przecięcia (rys. 19).

Jeśli śruby dociskowe nie są wyregulowane należycie, to wtedy walce są ustawione skośnie względem siebie, w postaci klina. Walcując

na takich walcach otrzymamy blachy tak samo klinowate, grubsze z jednego boku, cieńsze z drugiego. Mają one skłonność wtedy do skręcania się w czasie walcowania na kształt sierpa. Ważnym jest także, aby przy składaniu i podwajaniu paczek arkusze blach układały się dokładnie jeden na drugi, gdyż powstaną na bokach miejsca za grube. Walcując je dalej tworzy się naderwania, które bardzo często są powodem złamania walca, gdyż boki blachy najsilniej stygnąc są mało plastyczne, a równocześnie otrzymują b. duży nacisk.

Dlatego, celem kontroli nad załogą, musi się bezwarunkowo wymagać, aby każda klatka i każda zmiana opisywała dokładnie swą produkcję. Konieczne to jest także, aby uniknąć możliwości pomieszania materiałów na walcowni blachy. Na wywalcowanym stosie blach musi być podany ich gatunek, format, ilość, nazwisko walcownika, data walcowania oraz Nr topu i ewentualnie Nr zamówienia.

Ponieważ wady występują dopiero później, w pracy, a często dopiero w sortowaniu, wszystkie te dane muszą być skrupulatnie zachowane przez cały czas wykończania blach. Aby nie dopuścić do możliwości jakiegokolwiek pomieszania blach stalowych różnych gatunków, należy je natychmiast po wywalcowaniu na gotowo lub po wytrasowaniu stemplować.



Rys. 19.

c) Wady powstałe przy wykończeniu.

Wady z winy stalowni czy walcowni zostały już uprzednio omówione. Tu zajmiemy się jedynie wadami, powstałymi przy wykończaniu materiału.

Do zasadniczych wad wykończania należą wady złego wyżarzania. Blachy cienkie, poniżej 4 mm grubości oraz blachy kotłowe, są zawsze żarzone lub normalizowane.

Przy sposobności chciałbym na jedno zwrócić uwagę. Blachy walcowane w ostatnich przejściach goręcej, mają powierzchnię gładką, szaro-niebieską, blachy walcowane stosunkowo zimniej, mają szklisto-czerwony nalot tlenków.

Prawidłowe równomierne wyżarzanie nadaje blasze równy, matowy kolor. Natomiast przy nierównomiernym wyżarzaniu pojawiają się na blachach kolorowe plamy, arkusz bywa częściowo szary, częściowo brudno-żółty lub szklisto-czerwony.

Przy żarzeniu trzeba pamiętać o redukującej atmosferze lub gazie ochronnym, aby nie dopuścić do zazendrowania powierzchni całych blach, silnie przepalona blacha staje się bowiem krucha i łamie się przy lekkim zgięciu. Poprawienie takiej blachy jest już niemożliwe. W mniejszej skali, zbyt silne grzanie utleniającym płomieniem powoduje spalenie rogów lub brzegów blach. Przy blachach zimno walcowanych, w obecności tlenu utworzą się na blachach barwy nalotowe (najczęściej niebieska, brązowa i żółta). Normalnie powinniśmy otrzymać srebrzystą, metaliczną, czystą powierzchnię.

Wszystkie te wady pochodzą ze złego prowadzenia pieców albo wadliwej ich pracy przez dopuszczanie nadmiernego utleniania się blachy.

Zlepianie się blach przy żarzeniu w stosach zachodzi w wypadku za wysokiego podgrzania w skrzyniach, na skutek ciśnienia blach, podgrzanych do wysokiej temperatury (ok. 950°C) na siebie. Zjawisko to zachodzi tym łatwiej, im więcej jest wtrąceń niemetalicznych, występujących na powierzchniach blach. Lekka warstwa tlenków chroni blachy od zlepiania się i dlatego blachy trawione są najbardziej podatne do zlepiania.

Niedostateczne nagrzanie albo za krótkie przetrzymanie w piecu powoduje niedożarzenie

nie i blachy po zabiegu nie otrzymują wymaganej struktury. Niedożarzenie może powstać również na blasze przez nierówne nagrzanie różnych miejsc. Niedożarzenie b. łatwo jest usunąć powtórna obróbką cieplną.

Nierówne układanie blach w stosach w piecu przy żarzeniu lub normalizowaniu może wywołać wichrowanie się blach. Poprawiamy to prostowaniem na prostownicy a w ostateczności walcowaniem na zimno, tzw. gładzeniem.

Dalszym poważnym źródłem wad przy wykończaniu jest wytrawianie. Na blachach niedotrawionych pozostają czarne plamy z nierozpuszczonej zendry, przeważnie w miejscach styku blach z sobą przy zbyt ścisłym układaniu ich w koszu. Blachy takie trzeba jeszcze raz trawić.

Kąpiel kwasowa rozpuszcza tlenki, pokrywające powierzchnię blach, jak również czysty metal. W obecności inhibitorów, czyli tzw. „Sparbeize“, procesy rozpuszczania metalu ulegają silnemu zahamowaniu. Poznać to łatwo, gdyż kąpiel nie burzy się wówczas i nie wydziela wodoru. Przetrzymanie blach w kąpeli po rozpuszczeniu tlenków powoduje nadgryzanie czystej powierzchni metalu czyli ich przetrwanie. Powstają wtedy na powierzchni pory i otworki o charakterystycznych, łagodnych kształtach, w przeciwieństwie do ostrych i o ostrych przejściach z zendry.



Rys. 20

Następną wadą z wytrawiania są pęcherze (rys. 20). Powstają one na skutek dyfundowania wodoru in statu nascendi i skupiania się we wszelkich porach, pustkach czy rzadiznach materiałowych. Ciśnienie takiego wodoru jest tak duże, że powstają wzdęcia na powierzchni blach w postaci pęcherzy.

Można tego uniknąć, stosując metal czysty i bez pustek tudzież dodając do kąpeli wymienione wyżej inhibitory, osłabiające reakcję rozpuszczenia czystego metalu.

d) Wady zimnego walcowania lub gładzenia.

Na skutek złego stanu powierzchni walców, złego kalibru czy też złej pracy, powstaje sze-

reg wad powierzchniowych, jak odciski, zadrapania, zawalcowania, fałdy, przecięcia blach itp., podobne zresztą z wyglądu do wad, pochodzących z walcowania na gorąco.

Najpoważniejszą wadą tych blach jest nierównomierna grubość przodu, końca i środka blachy. Przyczyną tego jest niestosowanie ustalonych gniotów przy walcowaniu, a przede wszystkim nierównomierna grubość blach, otrzymanych z walcowania na gorąco. Takie nierówne blachy b. trudno przewalcować na zimno, aby wyszły z nich blachy o równej grubości.

PROF. DR INŻ. LEON GUILLET †

W dniu 9 kwietnia br. zmarł godny kontynuator prac wielkiego Henryka Le Chatelier, najznakomitszy przedstawiciel współczesnego metaloznawstwa i hutnictwa francuskiego — Leon Guillet.

Urodzony w 1874 roku, otrzymuje on w 1897 roku dyplom inżynierski w słynnej paryskiej Szkole Centralnej (Ecole Centrale des Arts et Manufactures), po czym przez dłuższy czas pracuje w Zakładach budowy samochodów firmy de Dion-Bouton, zrazu w charakterze asystenta, później zaś szefa laboratorium badawczo-doświadczalnego, uzyskując w międzyczasie (w 1902 roku) uniwersytecki stopień doktora fizyki. W 1908 roku zostaje mianowany profesorem Conservatoire National des Arts et Métiers w Paryżu, a w 1911 roku obejmuje katedrę metalurgii w Szkole Centralnej. Od 1923 roku jest jej dyrektorem i godność tę piastuje przez okres lat dwudziestu, aż do chwili, gdy „rząd z Vichy” usuwa go z tego stanowiska za poparcie, okazywane przez niego studentom wyższych uczelni francuskich w ich udziale w „ruchu oporu” (po uwolnieniu Francji od okupanta zły stan zdrowia uniemożliwił — niestety — prof. Guilletowi powrót na jego dawne stanowisko w Szkole Centralnej). W 1925 roku Akademia Nauk Ścisłych (Académie des Sciences) w Paryżu wybiera go na swego członka, tym samym więc staje się prof. Guillet członkiem Instytutu Francuskiego (Institut de France).

Działalność pisarska prof. Guilleta jako autora prac badawczych, posuwających przez kilka dziesiątków lat naukę w zakresie metaloznawstwa niezwykle wydatnie naprzód, była równie intensywna i owocna, jak i jego praca nauczycielska. Dość powiedzieć, że ogłosił on drukiem w szeregu czołowych specjalnych czasopism i wydawnictw francuskich (i angielskich), a w pierwszym rzędzie w Comptes Rendus de l'Académie des Sciences i w Revue de Métallurgie (której był współzałożycielem) ponad 250 nader cennych, większej i mniejszej objętości, rozpraw, referatów, sprawozdań naukowych i przyczynków. Ponadto napisał około 20 podstawowych dzieł i wielkich podręczników z dziedziny metalografii oraz hutnictwa, spośród których na wymienienie zasługują przede wszystkim: *Traité de métallurgie générale*, *Précis d'électro-métallurgie et d'électro-chimie*, *Les aciers spéciaux*, *Les métaux légers et leurs alliages*, *Trempe, recuit, revenu*, *Cémentation des produits métallurgiques*, *Les méthodes d'études des alliages métalliques*, *Précis de métallographie microscopique et de macrographie* (wspólnie z prof. A. Portevinem). Pod jego redakcją wydane zostało również dzieło zbiorowe pt. „Encyclopédie minière et métallurgique”. Do najważniejszych prac prof. Guilleta w obranej przez niego gałęzi wiedzy należy zaliczyć pionierskie jego badania nad stalami stopowymi, badania, które stworzyły podstawę do naukowej klasyfikacji oych stali.

Poświęciwszy się pracy pedagogicznej i naukowej, prof. Guillet nie zerwał więzów, łączących go z przemysłem, służąc mu nadal nieustannie — jako konsultant techniczny różnych przedsiębiorstw hutniczych — swymi radami i wskazówkami, które znamionowała zawsze, obok wyjątkowo rozległej wiedzy, nieomylna i przedziwnie wnikliwa intuicja w podchodzeniu do problemów technologicznych. W 1931 roku był prof. Guillet i w Polsce, zaproszony przez ówczesne Państwowe Wytwórnice Uzbrojenia w charakterze eksperta produkcji skorup pocisków artyleryjskich, którym to zagadnieniem zajmował się on specjalnie jeszcze podczas pierwszej wojny światowej.

Nauka straciła w nim uczonego na światową miarę, niestrudzonego inicjatora nowych metod i kierunków, wszechstronnego i płodnego badacza o energii twórczej, polocie i głębokości myśli. Treścią wielkiego wysiłku jego życia było wytrwałe i nieustępliwe dążenie do poznania prawdy.

INŻ. KAZIMIERZ MANDYBUR

Hutniczy Instytut Badawczy

Prace normalizacyjne w hutnictwie.

Prace normalizacyjne podjęte zostały w hutnictwie przed przeszło pół rokiem, kiedy Hutniczy Instytut Badawczy na polecenie Naczelnej Dyrekcji C. Z. P. H. rozpoczął organizowanie podkomisji normalizacyjnych, złożonych z fachowców z poszczególnych dziedzin. Do chwili obecnej ilość podkomisji wzrosła do 13.

Początkowo podkomisje te miały się zająć wewnętrzną normalizacją w hutnictwie, jednak po nawiązaniu kontaktu z Polskim Komitetem Normalizacyjnym postanowiono zrezygnować z dwutorowości pracy i połączyć opracowanie norm ogólnopaństwowych i wewnętrznych hutniczych w ramach wspólnej organizacji.

P.K.N. zaakceptował rozpoczęte już prace i zorganizowane na terenie hutnictwa podkomisje weszły w skład 1-ej Hutniczej Komisji Normalizacyjnej P.K.N., której przewodnictwem objął prof. dr inż. A. Krupkowski. Funkcji Sekretariatu, prowadzenia wszelkich prac administracyjno-wydawniczych i koordynacji prac poszczególnych podkomisji podjął się Hutniczy Instytut Badawczy w Gliwicach.

Zakres prac podkomisji jest obszerny, gdyż oprócz projektów norm ogólnopaństwowych i norm wewnętrznych hutniczych, podkomisje opracowują tzw. zalecenia hutnicze oraz instrukcje. Zalecenia i instrukcje nie są normami w ścisłym tego słowa znaczeniu; dotyczą one ujednostajnienia metod fabrykacyjnych, kontroli wyrobów hutniczych tudzież metod badawczych i prób.

Nie potrzeba oczywiście podkreślać ważności ujednostajnienia produkowanych gatunków,

wymiarów i odchyłek wymiarowych wyrobów hutniczych, metod postępowania i urządzeń, pragnęlibyśmy wszakże podkreślić, że ujednostajnienie to jest równie ważne w zakresie prób i metod badawczych, ze względu na porównywalność prób i wyników badań przeprowadzanych w różnych hutach i instytucjach.

W postaci zaleceń hutniczych zamierza się także wprowadzić w naszych hutach metody i próby szeroko stosowane już gdzie indziej, a u nas — z powodu wojny i okupacji — nieznanne, wzgl. mało znane.

Wprowadzenie tych metod poprzedzone być musi próbami i badaniami, bądź to w Hutniczym Instytucie Badawczym, bądź też w hutach, celem opanowania wszystkich trudności, występujących zawsze przy wprowadzaniu nowych metod zarówno przy wykonaniu, jak i przy ocenie wyników.

Początkowe trudności organizacyjne oraz finansowe zostały przewyżczone i prace posuwają się naprzód.

Prace normalizacyjne jednak jako zbiorowe, w których udział bierze wielu ludzi i instytucje, są z natury rzeczy przewlekłe.

Pewne trudności nasuwa jeszcze słownictwo techniczne. Zakorzenione germanizmy staramy się w miarę możliwości usunąć, nie wprowadzając dziwolągów językowych, które nie mają szans utrzymania się w życiu codziennym.

Dla zobrazowania całokształtu prac i różnorodności zagadnień podajemy w streszczeniu dziedziny i tematy, które podkomisje już opracowują.

Podkomisja Materiałów Ogniotrwałych.

Wykończyła grupę tymczasowych warunków technicznych dla materiałów ogniotrwałych, stosowanych w hutnictwie. Dotyczą one zarówno jakości jak i kształtu.

Stałe normy będą opracowane po ukończeniu badań nad surowcami, którymi obecnie dysponujemy.

Podkomisja Rud i Topników.

Rozpoczęła niedawno swą działalność; pierwszym zadaniem, jakie sobie postawiła, jest klasyfikacja polskich rud żelaznych i ich ocena.

Podkomisja Koksownicza.

Nawiązała współpracę z C. Z. P. W. i Zjednoczeniem Przem. Koksochemicznego, celem wspólnej pracy nad normalizacją.

Podkomisja Wielkopiecowa.

Wykańcza projekty norm na surówkę martenowską, odlewniczą, zwierciadlistą i żelazomangan. Opracowała również próbę „Micum”, którą uzgodni z przemysłem węglowym. Podkomisja ta współpracuje z wyżej wymienionymi podkomisjami na odcinku wielkopiecownictwa.

Podkomisja Materiałów Stalowych.

Opracowała normy stali szybko tnących, stali węglowych konstrukcyjnych oraz wytyczne materiałowe dla stali do wyrobu blach i rur; opracowała również projekt normy znakowania stali. W opracowaniu są normy stali: stopowych do nawęglania, ulepszenia, węglowych narzędziowych i in.

Podkomisja Stalownicza.

Zajmuje się obecnie opracowaniem warunków odbiorczych dla dolomitu palonego, wapna, węgla czadnicowego itp.

Podkomisja Kuźnicza.

Zaczęła swą pracę od ustalenia słownictwa. Na ukończeniu są projekty warunków technicznych dostawy odkuć, tolerancji wymiarowych dla odkówek matrycowych i (częściowo) swobodnie kutych.

Podkomisja Walcownicza.

Po ustaleniu słownictwa przystąpiła do zaktualizowania przedwojennych norm na blachy cienkie czarne do ocynkowania, cienkie jakościowe, oraz zrewidowała szereg norm przedwojennych, dotyczących wymiarów i tolerancji wyrobów walcowanych. Specjalna komisja opracowała pro-

jekt blach cynowanych. Projekt ten przesłano do wypowiedzenia się Zjednoczeniu Przem. Konserwowego.

Podkomisja Kontroli Fabrykacji Wyrobów Hutniczych.

Opracowała projekt znakowania wyrobów hutniczych i metody kontroli wlewków ze stali poszczególnych grup, oraz projekty kontroli fabrykacji szyn, kół bosych, obręczy i osi wagonowych. Projekty te rozesłano do hut dla wypowiedzenia się, po czym zostaną wykończone.

Podkomisja Metaloznawcza.

Ma w opracowaniu 23 projekty norm i zaleceń hutniczych, dotyczących badań metalograficznych, prób hartowności, przełomu niebieskiego i in. Część tych norm wymaga dłuższych badań.

Podkomisja Chemiczna.

Pracuje nad metodami oznaczeń składników rud i żelazostopów. Nowe metody kontrolowane są w kilku najwyższej stojących laboratoriach hutniczych.

Podkomisja Energetyczna.

Opracowała normy hutnicze, dotyczące napięć i wyposażenia elektrycznego suwnic.

Podkomisja Administracyjna.

Opracowała normy blankietów zamówień, dowodów kasowych, listów firmowych itp.

Jak z powyższego zestawienia wynika, część podkomisji zaczęła pracować niedawno, większość jednak ma prace już zaawansowane.

Nie przytoczono tu wszystkich zagadnień, analizowanych w podkomisjach, zestawienie powyższe ma bowiem na celu jedynie ogólne zorientowanie zainteresowanych w dziedzinach objętych działalnością podkomisji.

Opracowane są przede wszystkim te dziedziny, gdzie brak oparcia o uzgodnione warunki techniczne stwarza trudności w codziennym życiu przemysłowym. Nie uwzględniono natomiast prawie zupełnie normalizacji urządzeń hutniczych.

Program prac normalizacyjnych na 1947 r., ustalony na plenarnym zebraniu 1-ej Hutniczej Komisji Normalizacyjnej w dniu 22 października 1946 r., rozszerza znacznie zakres normalizacji.

Dla zapoznania z tymi pracami jak najszerszych rzesz pracowników rozpoczynamy w niniejszym numerze „Hutnika” publikowanie opracowanych przez podkomisje projektów norm.

Znakowanie stali

Termin zgłaszania uwag i sprzeciwów do PKN, Warszawa, Pierackiego nr 2, upływa dnia 1. VI. 1947 r.

I. Przedmiot normy.

Norma niniejsza ustala zasady znakowania różnych odmian stali objętych normami w katalogach, ofertach, warunkach technicznych, na rysunkach, w wykazach magazynowych, zestawieniach materiałowych, a także na półfabrykatakach i gotowych wyrobach.

Zasadą znakowania jest orientacyjne uwidocznienie w znaku stali jej składu chemicznego oraz przeznaczenia.

Znak stali może być uzupełniony przez podanie wskaźnika stanu oraz pochodzenia (znak fabryczny huty).

II. Zasady znakowania.

A. Stale węglowe.

Znak stali węglowych określa klasę jakości i odmianę stali.

1. Stale węglowe konstrukcyjne.

- a) **Stal pospolitej jakości**, której skład chemiczny oraz własności wytrzymałościowe nie podlegają sprawdzeniu — oznacza się znakiem „X” bez dalszych symboli.

Stal pospolitej jakości o określonych własnościach wytrzymałościowych, której skład chemiczny nie podlega sprawdzeniu — oznacza się znakiem „XX” bez dalszych symboli.

- b) **Stale normalnej jakości uspokojone** — oznacza się symbolem „O” oraz przybliżoną zawartością węgla, wyrażoną w setnych procenta.

Stale normalnej jakości nieuspokojone — oznacza się symbolem „X” oraz przybliżoną zawartością węgla wyrażoną w setnych procenta.

- c) **Stale wyższej jakości uspokojone** — oznacza się symbolem „OO” oraz średnią zawartością węgla wyrażoną w setnych procenta.

Stale wyższej jakości nieuspokojone — oznacza się znakiem „XO” oraz średnią zawartością węgla wyrażoną w setnych procenta.

- d) **Stale najwyższej jakości uspokojone** — oznacza się symbolem „OOO” oraz średnią zawartością węgla wyrażoną w setnych procenta.

Stale najwyższej jakości nieuspokojone — oznacza się symbolem „XOO” oraz średnią zawartością węgla wyrażoną w setnych procenta.

Ciąg dalszy na str. 2.

Zatwierdzono do użytku wewnętrznego w zakładach podległych C. Z. P. H. na okres przejściowy do dnia 1. I. 1948 roku.

Wydanie	1		
Data	XI. 1946		

NORMY HUTNICZE
C. Z. P. H.

NH

SW — 01

Z n a k o w a n i e s t a l i

Str. 2

e) **Stale węglowe konstrukcyjne do specjalnych przeznaczeń** — oznaczane są jak wyżej z tym, że na końcu znaku znajduje się symbol literowy, oznaczający przeznaczenie stali a mianowicie:

Stal automatowa	— A
„ na rury	— R
„ na blachy	— B
„ na druty	— D
„ spawalna	— S itd.

2. Stale węglowe narzędziowe.

Stale te dzielimy na 4 klasy jakości, z których trzy pierwsze klasy odznaczają się stopniem wrażliwości na przegrzanie (rozrost ziarn austenitu), a czwarta klasa obejmuje stale narzędziowe zwykłe.

- 1) Stale mało wrażliwe na temp. hart. — NP (płytko hartujące)
- 2) „ średnio „ „ „ „ — NS (średnio „)
- 3) „ normal. „ „ „ „ — NG (głęboko „)
- 4) „ narzędziowe zwykłej jakości — NZ (zwykłe)

Za tymi symbolami znajduje się liczba, wyrażająca przybliżoną zawartość węgla w setnych procenta — zaokrąglona do najbliższych 10-ciu względnie 5-ciu jednostek.

B. Stale stopowe.

Stalami stopowymi nazywamy takie stale, które zawierają celowo wprowadzone dodatki stopowe w następujących ilościach:

Mn powyżej	0,8%	W powyżej	0,2%
Si „	0,5%	Mo „	0,1%
Ni „	0,3%	Al „	0,1%
Cr „	0,3%	Ti „	0,1%
Cu „	0,3%	Ta „	0,1%
N „	0,2%	Nb „	0,1%
Co „	0,2%	V „	0,05%

Na znak stali stopowej składają się wskaźniki kolejno po sobie następujące:

1. Symbol literowy określający przeznaczenie stali:

Stale szybko tnące	— S
„ narzędziowe do pracy na zimno	— N
„ narzędziowe do pracy na gorąco (matrycowe)	— M
„ konstrukcyjne do nawęglania	— C
„ konstrukcyjne do ulepszania	— T
„ sprężynowe (resorowe)	— R
„ uzbrojeniowe	— U
„ kwasoodporne i nierdzewne	— K
„ ognioodporne (żaroodporne)	— Z
„ o specjalnych własnościach fizycznych	— F

Ciąg dalszy na str. 3.

Znakowanie stali

Str. 3

2. Symbol cyfrowy gatunku — określający przybliżoną procentową zawartość charakterystycznego składnika stopowego.
Zawartość składnika stopowego poniżej 0,5% oznacza się przez zero.
3. Symbol literowy rodzaju — określający, jakie pierwiastki stopowe wchodzi w skład stali, przy czym na pierwszym miejscu znajduje się symbol pierwiastka charakterystycznego.
W wypadkach nie nasuwających możliwości pomyłek, dopuszczalne jest opuszczanie symboli pewnych pierwiastków.
Symbole literowe składników stopowych są następujące:

Mangan	(Mn) — M	Aluminium	(Al) — A
Krzem	(Si) — S	Miedź	(Cu) — Y
Chrom	(Cr) — C	Tytan	(Ti) } — T
Nikiel	(Ni) — N	Tantal	(Ta) }
Wolfram	(W) — W	Niob	(Nb) }
Wanad	(V) — V		
Molibden	(Mo) — L	Siarka	(S) } — X
Kobalt	(Co) — K	Fosfor	(P) }

4. Symbol cyfrowy odmiany — określający średnią zawartość węgla wyrażoną dla wszystkich stali stopowych w setnych procenta z wyjątkiem stali narzędziowych (S, N i M), dla których węgiel wyrażony jest w dziesiątych procenta.

Uwaga: Stan stali oznacza się następującym znakiem:

N — normalizowany	T — ulepszony cieplnie
M — zmiękczony	C — ciągnięty lub walcowany
H — hartowany	na zimno bez następnej obróbki cieplnej.

Dla użytku wewnętrznego hut dopuszcza się skrócony system znakowania, z opuszczeniem niektórych wskaźników rodzaju i wskaźników odmiany w przypadkach nie nasuwających możliwości pomyłek. W przypadku odmian stali różniących się jedynie zawartością węgla — w znaku skróconym pozostaje wskaźnik odmiany, wyrażony pierwszą cyfrą pełnego symbolu odmiany.

Przykłady:

- T2M15** — stal stopowa do ulepszania
C = 0,12—0,20%, Mn = 2,0—2,3%, Si = 0,3—0,6%.
- C4NC15** — stal stopowa do nawęglania
C = 0,12—0,17%, Ni = 4,2—4,8%, Cr = 0,9—1,2%.
- M9WCN2** — stal narzędziowa do pracy na gorąco (matrycowa)
C = 0,20—0,30%, W = 8—10%, Cr = 2,2—2,8%, Ni = 1,4—1,8%.
- N12C17** — stal narzędziowa do pracy na zimno
C = 1,60—1,80%, Cr = 11,0—13,0%.

Uwaga: Nadawanie znaków hutniczych dla stali wprowadzonych do norm, należy wyłącznie do kompetencji Komisji Hutniczej I.

Stal węglowa konstrukcyjna walcowana lub kuta.

Ogólna charakterystyka.

PN
Projekt wstępny

Termin zgłaszania uwag i sprzeciwów do PKN, Warszawa, Pierackiego nr 2, upływa dnia 1. VI. 1947 r.

Normy te mają za zadanie ująć stale węglowe pod względem ich składu chemicznego i głównych charakterystyk.

Do szczególnych celów mogą być wymagane dla pewnych odmian stali własności mechaniczne bądź ograniczenia składu chemicznego nie wyszczególnione w normie.

Wymagania te powinny być objęte warunkami zamówienia i uprzednio uzgodnione z dostawcą.

Stale węglowe konstrukcyjne zostały podzielone na 4 zasadnicze klasy jakości:

- a) Stale pospolitej jakości, bez gwarantowanego stopnia czystości (P+S).
- b) Stale normalnej jakości, scharakteryzowane przez stopień czystości: $P \leq 0,06\%$, $S \leq 0,06\%$, $P+S \leq 0,10\%$, inne składniki są tylko orientacyjne, zaś miarodajne są własności mechaniczne.
- c) Stale wyższej jakości scharakteryzowane przez stopień czystości: $P \leq 0,04\%$, $S \leq 0,04\%$, $P+S \leq 0,07\%$, oraz przez dokładną analizę chemiczną.
Aż do odwołania z powodu braku niezbędnych materiałów pomocniczych w hutnictwie i z powodu gorszych surowców, granica czystości zostaje obniżona na: $P \leq 0,045\%$, $S \leq 0,045\%$, $P+S \leq 0,08\%$.
- d) Stale najwyższej jakości*) scharakteryzowane przez stopień czystości: $P \leq 0,03\%$, $S \leq 0,03\%$, $P+S \leq 0,05\%$, oraz przez dokładną analizę chemiczną.
Dla tych samych powodów jak pod c) obniża się stopień czystości aż do odwołania do: $P \leq 0,035\%$, $S \leq 0,035\%$, $P+S \leq 0,06\%$.

Uwaga: Do tych zasadniczych klas dochodzą jeszcze stale specjalne:

- a) stal automatowa
- b) stal na rury bez szwu
- c) stal na blachy
- d) stal na druty itp.

które stanowią przedmiot oddzielnych norm.

*) w opracowaniu.

Zatwierdzono do użytku wewnętrznego w zakładach podległych C. Z. P. H. na okres przejściowy do dnia 1. I. 1948 roku.

Wydanie	1			NORMY HUTNICZE	NH	SW — 11
Data	X. 1946			C. Z. P. H.		

Stal węglowa konstrukcyjna - pospolitej jakości. Walcowana lub kuta.

PN
Projekt wstępny

Termin zgłaszania uwag i sprzeciwów do PKN, Warszawa, Pierackiego nr 2, upływa dnia 1. VI. 1947 r.

1. Norma niniejsza obejmuje charakterystyki stali pospolitej jakości, walcowanych lub kutych, w postaci prętów o różnych profilach, oraz części kutych, do konstrukcji stalowych, do celów budowlanych i do ostatnich celów przy budowie maszyn.
2. Za najmniejszy dopuszczalny stopień przeróbki plastycznej uważa się 3-krotny tzn. powierzchnia najmniejszego przekroju wlewka powinna być co najmniej 3-krotnie większa od powierzchni przekroju po walcowaniu lub kuciu.
3. Stal dostarczana jest w stanie surowym, określenie stanu — patrz norma PN/H-203.
4. Skład chemiczny nie podlega sprawdzeniu. Stopień czystości, czyli zawartość siarki i fosforu, nie jest gwarantowana.
5. Własności mechaniczne dla stali XX podane poniżej, odnoszą się do przekrojów o grubości do 30 mm.
Dla przekrojów o grubościach przekraczających 30 mm należy własności mechaniczne jak również sposób i miejsce pobrania próbek uzgodnić z dostawcą i podać w zamówieniu.
Dla grubości materiału poniżej 5 mm wymagania dotyczące wydłużenia — nie obowiązują.
6. Własności mechaniczne dotyczą tylko wskazanego stanu stali i próbki pobranej w kierunku największej obróbki plastycznej.
7. Badanie własności mechanicznych — patrz norma PN/w-3.

U w a g a: Własności wytrzymałościowe dla blach podane są w oddzielnych normach na blachy.

TABELA 1.

Znak stali	Wymagania i własności mechaniczne						
X	Próba zginania na zimno. Próbka o grub. max. 30 mm powinna dać się giąć na zimno, bez objawów kruchości, o kąt prosty, na trzpieniu o promieniu równym podwójnej grubości próbki.						
	Próba zginania na gorąco. Próbka powinna dać się przekuć na gorąco do połowy pierwotnej grubości i zagiąć do styku obu ramion bez wkładki, nie wykazując objawów kruchości na gorąco.						
XX	Rr kg/mm ²	A ₅ ^{0/0} min. *)			A ₄ ^{0/0} min.		
		grubość materiału w mm			grubość materiału w mm		
		30—8	8—7	7—5	30—8	8—7	7—5
	37—45	25	22	18	27	23	19

U w a g a: Spawalność niegwarantowana.

*) Wydłużenie A₅^{0/0} wprowadzone jest na okres przejściowy - miarodajne jest wydłużenie A₄^{0/0}.

Zatwierdzono do użytku wewnętrznego w zakładach podległych C. Z. P. H. na okres przejściowy do dnia 1. I. 1948 roku.

Wydanie	1			NORMY HUTNICZE	NH	SW — 111
Data	X. 1946			C. Z. P. H.		

Stal węglowa konstrukcyjna - normalnej jakości.

Walcowana lub kuta

PN
Projekt wstępny

Termin zgłaszania uwag i sprzeciwów do PKN, Warszawa, Pierackiego nr 2, upływa dnia 1. VI. 1947 r.

1. Norma niniejsza obejmuje charakterystyki stali normalnej jakości, walcowanych lub kutych w postaci prętów o różnych profilach oraz części kutych, przeznaczonych do budowy maszyn i wszelkiego rodzaju konstrukcji.
2. Za najmniejszy dopuszczalny stopień przeróbki plastycznej uważa się 3-krotny tzn. powierzchnia najmniejszego przekroju wlewka powinna być co najmniej 3-krotnie większa od powierzchni przekroju po walcowaniu lub kuciu.
3. Stal może być dostarczona w stanie:
 - a) surowym
 - b) normalizowanym
 - c) zgniecionym.

Określenie powyższych stanów — patrz norma PN/H-203.

4. O ile zamówienie nie przewiduje innego stanu dostawy, stal dostarczana jest w stanie surowym.
5. Własności mechaniczne podane poniżej odnoszą się do przekrojów o grubości 8 do 50 mm.
Dla przekrojów przekraczających te granice należy własności mechaniczne uzgodnić z dostawcą i podać w zamówieniu.
6. Własności mechaniczne dotyczą tylko wskazanego stanu stali i próbki pobranej w kierunku największej przeróbki plastycznej.
7. Próbki do badań mechanicznych z przekrojów o grubościach do 30 mm należy pobierać z osiowej części pręta. Miejsce pobierania próbki z większych przekrojów należy z góry uzgodnić z dostawcą. O ile nie ustalono, pobiera się próbki przy prętach powyżej 30 mm grubości w połowie promienia lub $\frac{1}{4}$ grubości nie więcej jednak niż 30 mm od brzegu.
Pobieranie próbek z odkuwek — patrz norma NH/PM-10.
8. Badanie własności mechanicznych — patrz norma PN/w-3.
9. Pobieranie próbek do analizy chemicznej — patrz norma Uzbr/PNW/chem-35.
10. Analiza chemiczna — patrz norma Uzbr/PNW/chem-6.

Ciąg dalszy na str. 2.

Zatwierdzono do użytku wewnętrznego w zakładach podległych C. Z. P. H. na okres przejściowy do dnia 1. I. 1948 roku.

Wydanie	1			NORMY HUTNICZE	NH	SW — 112
Data	X. 1946			C. Z. P. H.		

Stal węglowa konstrukcyjna — normalnej jakości.
Walcowana lub kuta

Str. 2

Skład chemiczny i własności mechaniczne stali konstrukcyjnej węglowej normalnej jakości.

1. Stale nieuspokojone.

Znak stali	Skład chemiczny w ‰						Stan stali	Własności mechaniczne			
	C orient.	Mn	Si	P max.	S max.	P+S max.		Rr kg/mm ²	Qr kg/mm ²	A ₅ % min. *)	A ₄ % min.
X 10	0,10	nie podlega sprawdzeniu	—	0,06	0,06	0,10	surowy	34—42	—	30	32
X 15	0,15		—	0,06	0,06	0,10	„	37—45	—	25	27
X 20	0,20		—	0,06	0,06	0,10	„	40—48	—	22	23

Uwaga: 1. Stal X10 — spawalna i zgrzewalna.

2. Stal X15 — spawalność niegwarantowana — na żądanie może być dostarczona z gwarancją spawalności — wówczas oznaczona jest znakiem X15S.

3. Stal X20 — trudno-spawalna.

2. Stale uspokojone.

Znak stali	Skład chemiczny w ‰						Stan stali	Własności mechaniczne			
	C orient.	Mn	Si	P max.	S max.	P+S max.		Rr kg/mm ²	Qr kg/mm ² min.	A ₅ % min. *)	A ₄ % min.
010	0,10	nie podlegają sprawdzeniu		0,06	0,06	0,10	surowy	34—42	19	30	32
025	0,25	„	„	0,06	0,06	0,10	„	42—52	23	25	27
035	0,35	„	„	0,06	0,06	0,10	„	50—60	27	22	23
045	0,45	„	„	0,06	0,06	0,10	„	60—70	30	17	18
055	0,55	„	„	0,06	0,06	0,10	„	70—85	35	12	13
065	0,65	„	„	0,06	0,06	0,10	„	80—95	40	10	11

*) Wydłużenie A₅% wprowadzone jest na okres przejściowy — miarodajne jest wydłużenie A₄%.

Stal węglowa konstrukcyjna - wyższej jakości. Walcowana lub kuta.

PN

Projekt wstępny

Termin zgłaszania uwag i sprzeciwów do PKN, Warszawa, Pierackiego 2, upływa z dniem 1. IV. 1947 r.

1. Norma niniejsza obejmuje charakterystyki stali wyższej jakości, walcowanych lub kutych w postaci prętów o różnych profilach, oraz części kutych, przeznaczonych do budowy maszyn i wszelkiego rodzaju konstrukcji.
2. Za najmniejszy dopuszczalny stopień przeróbki plastycznej uważa się 3-krotny t. zn. powierzchnia najmniejszego przekroju wlewka powinna być conajmniej 3-krotnie większa od powierzchni przekroju po walcowaniu lub kuciu.
3. Stan stali musi być określony w zamówieniu. W wypadku gdy stan stali nie jest określony zamówieniem, stal dostarcza się w stanie surowym. Stal może być dostarczona w stanie:
 - a) surowym
 - b) normalizowanym
 - c) ulepszonym cieplnie
 - d) zgniecionym.

Określenie powyższych stanów — patrz norma PN/H—203.

4. Własności mechaniczne podane poniżej odnoszą się do przekrojów o grubości od 8 do 50 mm. Dla przekrojów leżących poza tymi granicami własności mechaniczne muszą być uzgodnione z dostawcą i podane w zamówieniu.
5. Własności mechaniczne dotyczą tylko wskazanego stanu stali i próbki pobranej w kierunku największej przeróbki plastycznej.
Wyszczególnione własności mechaniczne dla stali do nawęglania w stanie hartownym i dla stali do ulepszania w stanie ulepszonym odnoszą się do rdzenia i stanowią miarę zdolności tych stali do hartowania wzgl. ulepszania. Dla stali do nawęglania należy rozumieć przez określenie: „stan hartowany“ — stan, otrzymany przez obróbkę cieplną, odpowiadającą hartowaniu warstwy nawęglonej.

Stan ulepszony otrzymuje się przez hartowanie stali przy temperaturze przekraczającej pkt. przemiany A_{c3} o 30 do 50°C i następne odpuszczenie przy temperaturze ok. 600°C. Stosując niższe temperatury odpuszczenia można uzyskać wyższe wytrzymałości i wyższą granicę płynności, jednak niższe wydłużenie.

Ciąg dalszy na str. 2.

Zatwierdzono do użytku wewnętrznego w zakładach podległych C. Z. P. H. na okres przejściowy do dnia 1. I. 1948 roku.

Wydanie	1			NORMY HUTNICZE	NH	SW — 113
Data	X. 1946			C. Z. P. H.		

Stal węglowa konstrukcyjna — wyższej jakości.
Walcowana lub kuta.

Str. 2

6. Próbkę do badań mechanicznych z przekrojów o grubości do 30 mm dla stanu ulepszanego, a o grubości do 50 mm dla stanu normalizowanego należy pobierać z osiowej części pręta. Miejsce pobrania próbki z większych przekrojów należy z góry uzgodnić z dostawcą. O ile nie ustalono, pobiera się próbki w połowie promienia lub $\frac{1}{4}$ grubości nie więcej jednak niż 30 mm od brzegu. Próbkę ulepszoną i hartowaną wycina się zasadniczo z ulepszanego już wzgl. zahartowanego odcinka wyrobu, o ile warunki obróbki mechanicznej na to pozwalają.
Pobieranie próbek z odkuwek — patrz norma NH/PM-10.
7. Badanie własności mechanicznych — patrz norma PN/w-3.
8. Pobieranie próbek do analizy chemicznej — patrz norma Uzbr/PNW/chem-35.
9. Analiza chemiczna — patrz norma Uzbr/PNW/chem-6.

**Skład chemiczny i własności mechaniczne stali konstrukcyjnej węglowej
wyższej jakości.**

Stale do nawęglania.

Znak stali	Skład chemiczny w $\%_0/0$						Stan stali	Własności mechaniczne			
	C	Mn	Si	P max.	S max.	P+S max		Rr kg/mm ²	Qr kg/mm ² min.	A ₅ ^{0/0} min. *)	A ₄ ^{0/0} min.
0012	0,08	0,30	0,15	0,04	0,04	0,07	normaliz.	34—42	21	30	32
	0,12	0,50	0,35				hartowany	42—65	25	19	20
0016	0,12	0,30	0,15	0,04	0,04	0,07	normaliz.	37—50	23	27	29
	0,20	0,50	0,35				hartowany	50—75	30	16	17

Uwaga: Stal 0012 — spawalna.

*) Wydłużenie A₅^{0/0} wprowadzone jest na okres przejściowy — miarodajne jest wydłużenie A₄^{0/0}

Ciąg dalszy na str. 3.

Stal węglowa konstrukcyjna -- wyższej jakości.
Walcowana lub kuta.

Str. 3

Stale do ulepszania.

Znak stali	Skład chemiczny w ‰						Stan stali	Własności mechaniczne			
	C	Mn	Si	P max.	S max.	P+S max.		Rr kg/mm ²	Qr kg/mm ² min.	A ₅ ‰ min.*)	A ₄ ‰ min
0025	0,21	0,40	0,15	0,04	0,04	0,07	normaliz.	42-52	24	27	29
	0,29	0,70	0,35				ulepsz.	47-55	28	24	26
0035	0,30	"	"	"	"	"	normaliz.	50-60	28	23	25
	0,39	"	"	"	"	"	ulepsz.	55-65	33	22	24
0045	0,40	"	"	"	"	"	normaliz.	60-70	34	19	20
	0,49	"	"	"	"	"	ulepsz.	65-75	39	18	19
0055	0,50	"	"	"	"	"	normaliz.	68-80	38	16	17
	0,59	"	"	"	"	"	ulepsz.	75-85	43	15	16
0065	0,60	"	"	"	"	"	normaliz.	75-90	42	13	14
	0,69	"	"	"	"	"					
0075	0,70	"	"	"	"	"	normaliz.	80-95	45	12	13
	0,79	"	"	"	"	"					
0085	0,80	"	"	"	"	"	normaliz.	85-100	47	9	10
	0,89	"	"	"	"	"					

Uwaga: Aż do odwołania z powodu braku niezbędnych materiałów pomocniczych w hutnictwie i z powodu gorszych surowców granica czystości dla stali do nawęglania i ulepszania zostaje obniżona do:

P = max. 0,045%, S = max. 0,045%, P + S = max. 0,08%.

*) Wydłużenie A₅‰ wprowadzone jest na okres przejściowy - miarodajne jest wydłużenie A₄‰

Stal szybko tnąca

Ogólna charakterystyka i warunki techniczne.

PN
Projekt wstępny

Termin zgłaszania uwag i sprzeciwów do PKN, Warszawa, Pierackiego 2, upływa z dniem 1. IV. 1947 r

I. Przedmiot normy.

Przedmiotem normy jest narzędziowa stal szybko tnąca w postaci prętów kutych lub walcowanych, krążków kutych oraz blach.

II. Klasyfikacja stali szybko tnących.

Stale szybko tnące objęte niniejszą normą zostały sklasyfikowane na podstawie ich składu chemicznego oraz zastosowania.

1. Znakowanie stali szybko tnących.

Dla oznaczenia odmian (marek) stali dopuszcza się zasadniczo:

a) znakowanie wg. PN/H-205

b) ogólnohutnicze znakowanie uproszczone wg. NH/SW-01

oraz na okres przejściowy —

c) dotychczas istniejące marki hutnicze *)

2. Skład chemiczny.

Znak stali		Skład chemiczny w %/0/0					
PN	Hutniczy	C	Cr	W	Mo	V	Co
3825.18.75	S5K	0,70	4,0	17,0	0,5	1,2	5,0
		0,80	4,5	19,0	0,8	1,6	6,0
325.18.75	S18W	0,70	4,0	17,0	0,5	1,0	—
		0,80	4,5	19,0	0,8	1,4	—
325.15.90	S15W	0,85	4,0	14,0	0,5	1,8	—
		0,95	4,5	16,0	0,8	2,5	—
325.8.85	S8W	0,80	4,0	8,0	—	1,8	—
		0,88	4,5	9,0	—	2,2	—
2534.4.100	S3V	0,95	3,5	2,0	2,0	2,5	—
		1,05	4,0	2,5	2,5	3,0	—

Pozo tym najwyżej: 0,40% Mn, 0,35% Si, 0,030% P, 0,030% S.
0,20% Ni, 0,25% Cu.

*) Zestawienie oznaczeń odmian (marek) stali szybko tnących:

Znak wg. PN/H-205	Znak ogólnohutniczy	Baildon	Batory	Stalowa Wola
3825.18.75	S5K	Mars	USUC	Cyklop
325.18.75	S18W	MRxx	USU	Zxx
325.15.90	S15W	Jupiter	USUV	Ares
325.8.85	S8W	Argo 14	II UD	ZSxx
2534.4.100	S3V	Argo 14 V	III UD	HS

Ciąg dalszy na str. 2.

Zatwierdzono do użytku wewnętrznego w zakładach podległych C. Z. P. H. na okres przejściowy do dnia 1. I. 1948 roku.

Wydanie	1			NORMY HUTNICZE	NH	SW — 31
Data	IX. 1946			C. Z. P. H.		

Stal szybkotnąca
Ogólna charakterystyka i warunki techniczne.

Str. 2

3. Zastosowanie.

Stal kobaltową S5K należy stosować do wyrobu narzędzi o najwyższej wydajności do obróbki zgrubnej przy dużym przekroju wióra i najwyższych szybkościach skrawania.

Stale wolframowe o wyższej zawartości wolframu (S18W i S15W) należy stosować do wyrobu narzędzi normalnie obciążonych, dla silnych nowoczesnych obrabiarek do obróbki twardych materiałów.

Stale o niższej zawartości wolframu (S8W i S3V) należy stosować przy mniejszych szybkościach skrawania i przy obróbce wiórem o mniejszym przekroju.

Przy obróbce materiałów miękkich i półtwardych o wytrzymałości do 70 kg/mm² stale te nie ustępują praktycznie stalom o normalnej zawartości wolframu.

III. Wymagania ogólne.

Stal szybkotnąca powinna odpowiadać następującym wymaganiom ogólnym:

1. Normalny stopień przeróbki plastycznej tj. stosunek powierzchni najmniejszego przekroju wlewka do powierzchni przekroju po kuciu lub walcowaniu powinien wynosić co najmniej 8 : 1. Ze względów technologicznych oraz ze względu na jakość materiału zaleca się używać stal szybkotnącą w prętach o średnicy nie większej aniżeli 100 mm. Dla średnic ponad 100 mm zaleca się stosowanie krążków kutych. Przy żądaniu prętów kutych powyżej 100 mm nie obowiązuje wyżej podany stopień przeróbki plastycznej.

2. Ślady skupień i likwacji węglików pierwotnych (warstwowość, gniazda, siatka ledeburytyczna), będące nieuniknioną pozostałością procesu krzepnięcia wlewka nie mogą występować w większym nasileniu ze szkodą dla jednorodności materiału.

Dla oceny pierwotnej struktury stali szybkotnącej należy stosować „wzorce rozłożenia węglików pierwotnych“ (patrz niżej — metody badań — punkt V/4) uwzględniając przekrój pręta:

Przekrój pręta w cm ²	Dopuszczalny wzorzec
do 10	*)
10— 40	*)
40—100	*)
powyżej 100	bez ograniczeń

3. Wady hutnicze, zarówno powierzchniowe (zawalcowania, zakucia, łuski, rysy powierzchniowe, głębokie odwęglenie widoczne na przełomie itd.) jak i wewnętrzne (jama usadowa, rzadziny, pęknięcia kuźnicze, przegrzanie materiału itd.) są niedopuszczalne. Natomiast trudne do uniknięcia usterki wyrobu, jak nieznaczne odwęglenie, nalot rdzy, odciski zendry itd. nie dyskwalifikują materiału.

*)w opracowaniu

Ciąg dalszy na str. 3.

Stal szybko tnąca
Ogólna charakterystyka i warunki techniczne.

Str. 3

4. Tolerancje wymiarowe dla stali szybko tnącej podane są w normie*). Lokalne wgłębienia i zeszlifowania, będące pozostałością usuwania drobnych wad powierzchniowych są dopuszczalne, o ile nie przekraczają tolerancji wymiarowych. Odwęglenie w granicach tolerancji wymiarowych jest dopuszczalne.
5. Stal szybko tnąca dostarczana jest wyłącznie w stanie zmiękczonej. Określenie stanu zmiękczonego — patrz norma PN/H-203. Dopuszczalna najwyższa twardość w stanie zmiękczonej podana jest w wymaganiach szczegółowych punkt IV/2.

IV. Wymagania szczegółowe.

Poszczególne odmiany stali szybko tnącej powinny odpowiadać następującym wymaganiom:

1. **Skład chemiczny.**

Wymagany skład chemiczny stali podany został wyżej w tabeli klasyfikacyjnej.

2. **Twardość.**

Twardość w stanie zmiękczonej oraz zahartowanej i odpuszczonej powinna być następująca:

Odmiana stali		Stan stali	HB/3030/10 kg/mm ² najwyżej	HRc
Znak wg. PN	Znak hutniczy			
3825.18.75	S5K	zmiękczonej	362	—
		hartowanej	—	około 62
		hart. i odp.	—	najmniej 63
325.18.75	S18W	zmiękczonej	285	—
		hartowanej	—	około 62
325 15.90	S15W	hart. i odp.	—	najmniej 63
		zmiękczonej	285	—
325.8 85	S8W	hartowanej	—	około 62
		hart. i odp.	—	najmniej 63
2534.4.100	S3V	zmiękczonej	—	—

Uwagi: Pomiary twardości należy wykonywać po usunięciu ewentualnej warstwy odwęglonej.

Podane wartości HRc odnoszą się do próbek kwadratowych lub okrągłych o wymiarach 20—25 mm. \square lub \circ

Twardość w stanie hartowanej (bez odpuszczania) ma znaczenie orientacyjne.

*) w opracowaniu.

Ciąg dalszy na str. 4.

Stal szybko tnąca
Ogólna charakterystyka i warunki techniczne.

Str. 4

V. Metody badania.

1. Badanie chemiczne — patrz norma Uzbr/PNW/chem-6 i Uzbr/PNW/chem-35.
2. Badanie twardości sposobem Brinella — patrz norma PN/w-6.
3. Badanie twardości sposobem Rockwella — patrz norma Uzbr/PNW/mech-230.
4. Badanie rozłożenia węglików stopów — patrz norma*).

VI. Przeprowadzenie badań i pobieranie próbek.

O ile warunki dostawy nie przewidują inaczej, wszelkie badania przeprowadzone są przez wewnętrzne organy hutnicze w myśl wewnętrznych przepisów kontroli.

VII. Odbiór.

Stal szybko tnąca dostarczana jest bez odbioru, na specjalne żądanie klienta może być dostarczona ze świadectwem (atestem) hutniczym, zawierającym wyniki prób przeprowadzonych w myśl wewnętrznych przepisów kontroli huty.

VIII. Znakowanie.

Każdy pręt lub odkuwka ze stali szybko tnącej powinna być oznaczona:

- a) numerem wytopu
- b) znakiem odmiany (marki) stali zgodnie z postanowieniami zawartymi w p. II/1 niniejszej normy
- c) znakiem wytwórczym huty.

Prócz tego każdy pręt lub odkuwka powinny być oznaczone farbą wg normy NH/SK*).

*) w opracowaniu

STATYSTYKA

A. HUTNICTWO ŻELAZA

w tonach

Wytwórczość

Działy	Rok 1945		R o k 1 9 4 6				
	Ogółem (lutym- listopad)	listopad	II kw.	III kw.	paźdz.	listopad	Ogółem (styczeń- listopad)
I. Koks	331 997*)	53 921	228 197	240 256	78 757	85 564	849 603
II. Surówka							
Surówka martenowska	179 657	40 314	162 123	159 526	58 122	47 505	575 381
" odlewnicza	12 398	2 450	18 927	13 890	5 309	7 743	50 349
" hematytowa	—	—	4 453	11 793	255	2 852	22 053
" zwierciadlista	—	—	1 775	2 850	540	1 415	10 210
" fosforowa	—	—	—	579	—	—	579
Ferrostopy	1 139	385	3 455	2 925	1 390	815	11 578
Razem	193 194	43 149	190 733	191 563	65 616**)	60 330**)	670 150
III. Stal							
Wlewki	413 568	81 794	296 734	297 059	106 667	110 279	1 090 878
Odlewy stalowe	7 515	1 121	5 154	5 441	1 841	1 956	17 849
Razem	421 083	82 915	301 888	302 500	108 508	112 235	1 108 727
IV. Wyroby walcowane							
Półwytwory 1) w obrocie międzyhutniczym	69 879	15 204	50 077	(46 628)	(22 451)	(20 957)	(192 983)
" 2) dla działów przetwórczych				2 975	2 535	2 146	7 656
" 3) dla obcych (poza hutnictwem)				1 337	1 552	449	3 338
Szyny wraz z akcesoriami	55 691	10 636	33 036	40 285	14 610	16 360	139 271
Żelazo kształtowe i szerokostopowe pow. 80 m/m.	31 103	5 327	25 652	19 834	9 360	7 208	77 210
Żelazo prętowe i uniwersalne	85 831	16 159	49 448	45 934	19 519	17 799	180 164
Żelazo na drut (walcówka)	22 992	3 871	12 451	19 855	7 437	8 243	66 035
Taśmy walcowane na gorąco	6 861	1 653	6 812	7 668	2 569	3 278	26 460
Blachy	52 097	12 421	37 711	43 077	14 999	18 892	150 124
Stal we wszelkich gatunkach	8 875	2 332	7 636	8 440	2 372	2 532	29 878
Rury walcowane bez szwu	23 327	4 722	12 740	9 652	3 422	3 224	44 314
Razem 1)	286 777	57 121	185 486	199 057	78 375	80 131	724 450
V. Rury spawane i ciągnięte							
Rury spawane	1 385	400	885	1 815	849	772	6 014
" " (Ferrum)	1 548	613	90	200	79	89	1 039
" ciągnięte	2 145	896	2 514	2 060	1 015	823	8 796
Łączniki do rur	107	13	50	94	48	40	281
Razem	5 185	1 922	3 539	4 169	1 991	1 724	16 130
VI. Wyroby kute i prasowane							
Zestawy kołowe i ich części	11 210	3 156	12 250	10 735	4 459	4 305	45 772
Odkówki	5 714	786	3 694	3 972	1 636	1 542	13 314
Razem	16 924	3 942	15 944	14 707	6 095	5 847	59 086
VII. Wyroby działu przetwórczego							
Wytwory zimno walcowane i ciągnięte	6 044	1 681	6 834	7 810	2 307	2 672	24 694
Różne wyroby z blachy i blacha ocynkowana	11 341	2 391	7 476	6 870	2 653	2 924	26 080
Różne wyroby z drutu	1 564	237	740	979	382	384	3 251
Konstrukcje, maszyny i urządzenia i inne wyroby	13 937	3 074	9 552	9 242	3 734	3 473	35 649
Razem	32 886	7 383	24 602	24 901	9 076	9 453	89 674
VIII. Odlewy żeliwne							
Razem	11 179	2 427	10 270	12 099	4 315	4 228	40 203

1) Wyr. walcowane (począwszy od sierpnia 46) łącznie z półwytw. dla działów przetw. i dla obcych (bez półwytw. w obr. międzyhutn.).

*) Produkcja koksu w okresie kwiecień-listopad 1945 r.

***) Łącznie z Zakł. Starachowickimi w październ. 2 674 t, w listop. 3 081 t).

Liczba czynnych pieców

Wyszczególnienie ¹⁾	1 9 4 5			R o k 1 9 4 6											
	listopad			sierpień			wrzesień			październik			listopad		
	a	b	c	a	b	c	a	b	c	a	b	c	a	b	c
Wielkie piece	11	10	1	13	12	1*)	13	12	1*)	12	11	1*)	12	11	1*)
Piece martenowskie	32	29	3	41	35	6	40	33	7	43	36	7	42	36	6
Piece elektryczne	4	4	—	17	10	7	14	9	5	14	9	5	14	8	6

¹⁾ Liczby w rubr. a) dla całej Polski, w rubr. b) dla woj. Śląsko-Dąbr., c) dla pozostałych wojew.

*) pozatym czynny 1 wielki piec w Zakł. Starachowickich.

Zatrudnienie

(Stan w końcu miesiąca)

Wyszczególnienie	1 9 4 5			R o k 1 9 4 6						
	listopad			sierpień		wrzesień		październik	listopad	
Ogółem	59 889			75 827		78 894		80 112	82 271	
w tym fizycznych	53 840			67 981		70 770		71 671	73 707	
„ umysłowych	6 049			7 846		8 124		8 441	8 564	

B. KOPALNICTWO RUD ŻELAZNYCH

1. Kopalnie rudy żelaznej.

w tonach

Wytwórczość

Wyszczególnienie	Rok 1945		R o k 1 9 4 6				
	Ogółem (lutycz- listopad)	listopad	II kw.	III kw.	październik	listopad	Ogółem (stycz - listopad)
Ogółem wydobyto	84 371 *)	22 249	99 901	125 281	42 244	35 850	387 006
w tym rudy ilastej i ulen.	.	19 379	70 281	85 981	32 867	26 754	276 460
„ rudy brunatnej	.		11 282	9 692	2 650	2 263	34 629
„ rudy darniowej	.	1 300	6 210	16 285	2 369	1 410	29 744
„ rudy pirytowej	.	1 570	6 824	6 985	2 230	2 911	25 915
„ magnetytu	.	—	5 304	6 338	2 128	2 512	20 258

*) wydobyte rozpoczyna się od kwietnia 45.

Liczba czynnych zakładów

Rejony	Ogółem kopalń	R o k 1 9 4 6			
		w t y m w r u c h u			
		sierpień	wrzesień	październik	listopad
Ogółem	25	18	18	18	18
Konopiska (podrejon)	8	5	5	5	5
Borek (podrejon)	8	6	6	6	6
Staropolski	7	6	6	6	6
Dolno-Śląski	2	1	1	1	1

Zatrudnienie

(Stan w końcu miesiąca)

Wyszczególnienie	1 9 4 5			R o k 1 9 4 6						
	listopad			sierpień		wrzesień		październik	listopad	
Ogółem	4 174			6 090		6 264		6 418	6 678	
w tym fizycznych	3 967			5 710		5 877		6 032	6 286	
„ umysłowych	207			380		387		386	392	

2. Grupa topników.

w tonach

Wytwórczość

Wyszczególnienie	Rok 1945		Rok 1946				
	Ogółem*) (luty- listopad)	listopad	II kw.	III kw.	paźdz.	listopad	Ogółem (styczeń- listopad)
Dolomit surowy	115 257	23 387	37 133	30 685	9 190	9 588	144 153
„ palony	1 456	382	1 371	1 508	503	701	5 372
Kamień wapienny	30 945	11 660	36 367	39 304	13 347	12 516	139 898
Wapno palone	12 785	3 256	19 351	20 053	8 409	6 963	69 426

*) produkcja rozpoczyna się od czerwca 45.

Liczba czynnych zakładów

	1945	Rok 1946				
	listopad	lipiec	sierpień	wrzesień	październik	listopad
Ogółem	11	14	14	14	14	14

Zatrudnienie

(Stan w końcu miesiąca)

Wyszczególnienie	1945	Rok 1946				
	listopad	sierpień	wrzesień	październik	listopad	
Ogółem	1 266	1 289	1 354	1 376	1 381	
w tym fizycznych	1 189	1 162	1 215	1 212	1 243	
„ umysłowych	77	127	139	164	138	

C. HUTNICTWO CYNKU.

w tonach

Wytwórczość

Wyszczególnienie	Rok 1945		Rok 1946				
	Ogółem (luty- listopad)	listopad	II kw.	III kw.	październik	listopad	Ogółem (styczeń- listopad)
1. Kopalnie:							
Wydobyto rudy blen dowej	174 577	30 484	125 608	147 185	53 181	52 498	483 111
Wydobyto rudy gal- manowej	30 532	5 725	23 996	27 537	8 946	8 931	88 727
2. Zakłady wzbogacania:							
blenda	32 452	5 428	20 238	25 091	8 535	7 984	81 302
galena	2 590	433	1 893	2 600	856	890	8 041
galman	26 692	5 109	19 503	21 460	7 691	7 226	72 451
3. Huty tlenku cynku:							
tlenek spiekany	13 642	2 415	7 046	7 077	2 390	2 415	25 606
4. Prażalnie:							
blenda prażona i spiekana	36 178	4 739	16 938	18 029	6 296	6 508	62 386
piryt prażony	—	—	10 393	11 477	3 646	4 016	36 458
kwas siarkowy (50° Bé)	45 336	7 590	38 501	42 248	13 670	14 758	134 976
siarka	2 595	466	1 560	1 718	551	636	5 860
5. Huty cynku:							
cynk hutniczy	26 671	3 560	11 003	11 735	4 208	4 069	41 993
cynk elektrolityczny	5 472	466	1 772	3 597	1 232	1 184	9 322
6. Walcownie cynku:							
blacha cynkowa	8 511	1 380	6 322	7 934	2 924	2 759	25 572
7. Huta ołowiu:							
ołów rafinowany	5 303	750	2 119	2 205	851	853	8 102
glejta	113	25	179	227	33	46	485
minia	140	5	267	255	113	107	793
blacha ołowiana	364	78	107	354	175	99	923
inne wyroby	90	7	101	127	46	46	426
8. Zakłady kadmu:							
kadm	38,5	11,5	28,6	28,2	11,1	10,4	105,8

Liczba czynnych zakładów

Wyszczególnienie	1 9 4 5	R o k 1 9 4 6			
	listopad	sierpień	wrzesień	październik	listopad
Kopalnie rud	4	4	4	4	4
Zakłady przeróbki mechanicznej	2	3	3	3	3
Huty tlenku cynku	2	2	2	2	2
Prażalnie	5	6	6	6	6
Huty cynku i ołowiu*)	6	6	6	6	6
ilość pieców w ruchu	25	28	28	28	28
ilość system. elektrolit.	1	2	2	2	2
Walcownie cynku	3	4	4	4	4
Zakłady kadmu	2	1	2	2	2

*) w tym 1 huta ołowiu

Zatrudnienie
(Stan w końcu miesiąca)

Wyszczególnienie	1 9 4 5	R o k 1 9 4 6			
	listopad	sierpień	wrzesień	październik	listopad
Ogółem	10 360	12 117	12 325	12 826	12 933
w tym fizycznych	9 129	10 687	10 867	11 360	11 473
„ umysłowych	1 231	1 430	1 458	1 466	1 460

D. PRZEMYSŁ MATERIAŁÓW OGNIOTRWAŁYCH.

w tonach

Wytwórczość

Wyszczególnienie	Rok 1945		R o k 1 9 4 6				Ogółem (styczeń- listopad)
	Ogółem*) (luty- listopad)	listopad	II kw.	III kw.	paźdz.	listopad	
Kopaliny	.	.	33 695	43 227	19 722	16 754	136 360
Szamet	17 533	4 028	16 354	24 392	9 169	8 796	71 318
Dynas	4 539	1 109	5 542	7 667	2 826	2 934	22 730
Magnezyt	859	217	1 446	1 203	490	550	4 849
Grafit	—	—	10	7	1	—	31
Boksyt	—	—	4	19	8	—	251
Zaprawy i mieliwo	3 133	1 392	6 869	8 137	2 735	3 292	25 982
Magnezyt prażony	106	106	677	1 691	559	544	4 059
Różne	1 613	331	3 021	3 243	1 124	778	10 029

*) produkcja rozpoczyna się od lipca 45.

Liczba czynnych zakładów

	1 9 4 5	R o k 1 9 4 6				
	listopad	lipiec	sierpień	wrzesień	październik	listopad
Ogółem	14	18	18	18	19	18

Zatrudnienie
(Stan w końcu miesiąca)

Wyszczególnienie	1 9 4 5	R o k 1 9 4 6				
	listopad	lipiec	sierpień	wrzesień	październik	listopad
Ogółem	3 196	4 870	5 185	5 344	5 908	6 236
w tym fizycznych	.	4 210	4 479	4 627	5 133	5 419
„ umysłowych	.	660	706	717	775	817

Spis treści „Hutnika” – Styczeń / Grudzień 1946 r.

Nr. 1—12 ROCZNIK XIII

DZIAŁ TECHNICZNY

Autor	Tytuł	Nr.	Str.
Mgr K. Ackerman	Pomiary wiskozy popiołów niektórych węgla polskich w wysokich temperaturach	10	477
Inż. I. Borejdo	— Ultradźwięk i jego zastosowanie w metalurgii	3	120
Inż. E. Bryjak	— Metody fizyczno-chemiczne w laboratorium hutniczym	1	34
Dr A. Bielański	— O pewnych ulepszeniach w elektrolitycznej metodzie oznaczenia wtrąceń krzemianowych w stali	2	102
Dr A. Bielański	— O zjawisku dyfuzji w metalach stałych	12	603
Dr inż. K. Bohdanowicz	— Dzisiejszy stan wiedzy o złożach	3	113
Dr inż. K. Bohdanowicz	— Dzisiejszy stan wiedzy o złożach	4	180
Dr inż. K. Bohdanowicz	— Dzisiejszy stan wiedzy o złożach	5	264
Dr inż. K. Bohdanowicz	— Dzisiejszy stan wiedzy o złożach	6	299
Inż. M. Bogacz	— Odpylanie gazów przemysłowych	3	157
Inż. E. Bućko	— Karburyzacja gazu w piecu martenowskim	7	362
Inż. E. Bućko	— Karburyzacja gazu w piecu martenowskim	8	401
Inż. S. Block	— O rafinowaniu stali metodą Perrin'a	9	451
Inż. M. Czyżewski	— Kontrola jakości rud i pracy prażaków	6	316
Inż. M. Czyżewski	— Kontrola jakości rud i pracy prażaków	7	356
Inż. M. Czyżewski	— Kontrola jakości rud i pracy prażaków	8	393
Inż. M. Czyżewski	— Kontrola jakości rud i pracy prażaków	9	462
Inż. S. Goćkowski	— Wpływ zgniotu, temperatury i czasu wyżarzania na własności wytrzymałościowe i budowę stali		
H. Makowski	— walcowanych na zimno sposobem „Sędzimir” i wyżarzanych	1	14
M. Radwan	— Grafityzacja węgla	3	147
Inż. S. Holewiński	— Niektóre szczegóły prowadzenia wielkiego pieca na surówkę martenowską i thomasowską	4	204
Inż. H. Holewiński	— Kwalifikacja stali miękkich do głębokiego tłoczenia metodą „przełomu na niebiesko”	1	41
Inż. Z. Jaglarz	— Możliwości produkcji walcowni badane chromometrażem	4	223
Inż. Z. Krotkiewski	— Nasz przyszły wielki piec	1	25
Inż. Z. Krotkiewski	— Chłodzenie szybu wielkiego pieca	4	210
Inż. Z. Krotkiewski	— O zastosowaniu żużli przeróbczych	4	235
Inż. Z. Krotkiewski	— Ulepszanie dmuchu wielkopiecowego	6	320
Inż. Z. Krotkiewski	— Ulepszanie dmuchu wielkopiecowego	7	370
Inż. J. Kwiatkowski	— O produkcji magnezu	2	57
Inż. J. Kwiatkowski	— O produkcji magnezu	3	126
Dr J. Kamecki	— Ochrona za pomocą powłok metalicznych	2	70
Inż. M. Kornaczewski	— Niestarzejące się stale miękkie	2	85
Inż. P. Kielski	— Zagadnienie procesu thomasowskiego w Polsce	3	154
Inż. W. Kuczewski	— Ocena biegu wielkiego pieca z krzywej temperatury wzdłuż jego wysokości	4	184
Inż. W. Kuczewski	— W sprawie procesu thomasowskiego w Polsce	5	274
Inż. S. Kawiński	— Jeszcze o produkcji surówki thomasowskiej	1	31
Inż. S. Kawiński	— Stalownia martenowska	4	213
Inż. W. Kawecki	— Wojenne stale oszczędnościowe	6	323
Dr inż. R. Krajewski	— Możliwości znalezienia złoża Fluorytu na Dolnym Śląsku	7	378
Inż. C. Niewiadomski	— Stopy: Aluminium — Cynk — Magnez	10	486
Inż. S. Przegaliński	— Próba przełomu niebieskiego	3	164
Inż. S. Przegaliński	— Wojenne stale oszczędnościowe	5	256
Inż. A. Schillaki			
inż. F. Gerlich	— Kalibrowanie stali resorowej	2	82

Autor	Tytuł	Nr.	Str.
Inż. A. Schillak	— Piec Brackelsberga i jego możliwości zastosowania w odlewnictwie polskim	4	228
Inż. A. Schillak i inż. F. Gerlich	— Na marginesie walcowania i kalibrowania podkładek kolejowych P. K. P.	8	398
Inż. M. Stankiewicz	— Nowy sposób ubijania trzonów pieców stalowniczych	3	150
Dr inż. Śmiałowski	— Oddziaływanie wodoru na stal	4	177
Inż. W. Sznuć	— Jeszcze parę uwag na temat procesu thomasowskiego	6	332
Mgr S. Szczawiński	— Metalurgiczne analizy metodami kolorymetrycznymi przy użyciu foto-elektrycznego absorbcjometriera	7	381
Inż. Z. Wusatowski	— Walcowanie płynnego metalu i odlewanie ciągle	2	91
Inż. Z. Wusatowski K.	— Walcowanie płynnego metalu i odlewanie ciągle — Przyczynek do badań nad trwałością wlewnic stalownianych	3 1	165 51
Inż. Z. Wusatowski	— Wady i braki zwykłych blach stalowych	12	620
Inż. A. Wójcik	— Zagadnienie gazów w miedzi, mosiądzu, spiżu i brązie cynowym	12	611

DZIAŁ GOSPODARCZY

Inż. P. Adamski	— Trzyletni plan w Przemysle Cynkowym	11	563
Inż. I. Borejdo	— Drogi rozwoju hutnictwa polskiego	1	10
Inż. I. Borejdo	— Drogi rozwoju hutnictwa polskiego	2	96
Inż. I. Borejdo	— Światowa produkcja hutnicza w przededniu i w czasie drugiej wojny światowej	7	341
Inż. I. Borejdo	— Światowa produkcja hutnicza w przededniu i w czasie drugiej wojny światowej	8	409
Inż. I. Borejdo	— Światowa produkcja hutnicza w przededniu i w czasie drugiej wojny światowej	9	457
Inż. I. Borejdo	— Zadanie hutnictwa polskiego w perspektywie 3-letniego planu	11	517
Inż. I. Borejdo	— Stan hutnictwa Ziemi Odzyskanych pod panowaniem pruskim	12	597
Inż. A. Białaczewski	— Złóża rudy żelaznej na Dolnym Śląsku	8	436
Inż. A. Białaczewski	— Fosforyty krajowe dla celów hutniczych	3	161
Inż. S. Holewiński	— Zasoby surowców mineralnych domniemanych przyszłych dostawców Polski	1	1
Inż. S. Holewiński	— Hutnictwo żelazne Anglii i Stanów Zjedn. A. P.	5	245
Inż. S. Holewiński	— Hutnictwo żelazne Anglii i Stanów Zjedn. A. P.	6	311
Inż. S. Holewiński	— Hutnictwo żelazne Anglii i Stanów Zjedn. A. P.	7	352
Inż. S. Holewiński	— Hutnictwo żelazne Anglii i Stanów Zjedn. A. P.	8	425
Inż. R. Francki	— Przemysł Materiałów Ogniotrwałych w Polsce na tle 3-letniego planu	11	569
Inż. K. Klukowski	— W sprawie wyboru miejsca budowy nowej huty żelaznej	3	159
Prof. Dr inż. W. Łoskiewicz	— Zagadnienie metali lekkich w Polsce na tle 3-letniego planu	11	579
Dyr. Z. Majewski	— Planowanie przemysłowe	5	270
Inż. K. Mandybur	— Prace normalizacyjne w hutnictwie	12	631
Inż. T. Schrötter	— Zjednoczenie Kopalń Rudy Żelaznej i jego zadania	11	552
Inż. J. Schieberl	— Kopalnictwo i hutnictwo miedzi w ramach 3-letniego planu	11	584
Inż. Z. Warczewski	— Miesięczne sprawozdania wydziałowe hut żelaznych i ich opracowanie	1	43
Inż. Z. Warczewski	— Hutnictwo Stanów Zjednoczonych w czasie ostatniej wojny światowej	6	305

Autor	Tytuł	Nr.	Str.
Inż. Z. Warczewski	— Wytwórczość hutnictwa w Stanach Zjednoczonych	9	466
Inż. Z. Widera	— Zagadnienia terenowe rozwoju hutnictwa	5	277
Inż. S. Wróblewski	— Plan odbudowy hutnictwa żelaza	11	525
Dr W. Wątocki	— Uruchomienie produkcji niklu w ramach 3-letniego planu	11	573

RÓŻNE

Dr Brunon Nowakowski „Lekarz Zakładowy“		7	383
Inż. M. Szczeciński: Zagadnienie w czasie żyjącego konstruktora		5	280
Dr Mirosław Orłowski: Hutnictwo żelazne w Polsce przedrozbiorowej		9	467
Naczelna Organizacja Techniczna		2	105
Komisja Paliw Płynnych i Smarów polskiego Komitetu Normalizacyjnego		3	171
Nowe Wydawnictwa		3	172
Notatka Zarządu Stowarzyszenia Techników Polskich w Warszawie		3	172
Życie gospodarcze		4	237
Wznowienie działalności Stowarzyszenia Techników Polkich w Warszawie		4	237
Notatka C. Z. P. H.		4	237
Biuletyn Informacyjny Ochrony Pracy Ministerstwa Przemysłu		5	293
Realizacja Uchwał I-go Zjazdu Kierowników Bzpieczeństwa Pracy Ministerstwa Przemysłu		5	294
Notatka C. Z. P. H.		6	336
Prof. dr inż. Leon Guillet †		12	630
Kongres Techników Polskich		10	508

STATYSTYKA

rok 1945		1	54
rok 1945 i styczeń 1946		2	107
rok 1945 i styczeń-luty 1946		3	173
rok 1945 i luty-marzec 1946		4	239
rok 1945 i styczeń-kwiecień 1946		5	295
rok 1945 i styczeń-maj 1946		6	327
rok 1945 i styczeń-czerwiec 1946		7	390
rok 1945 i styczeń-lipiec 1946		8	447
rok 1945 i styczeń-sierpień 1946		8	473
rok 1945 i styczeń-wrzesień 1946		10	512
rok 1945 i styczeń-październik 1946		11	589
Projekty normy		12	633
rok 1945 i rok 1946		12	647

