

PRZEGLĄD TECHNICZNY

TYGODNIK POŚWIĘCONY SPRAWOM TECHNIKI I PRZEMYSŁU.

TREŚĆ:

Metalografja a badania fizyczne, nap. J. Czoehrański, inż. dypl.
O obliczeniu wydajności filtrów dla wodociągów miejskich, nap. Z. Wendrowski, inż.
Ilokowość hyperstatyczności ustrojów pręto-
wych, nap. L. Karasiński.
Koszt własny i jego zależność od czasu i wydaj-
ności, nap. E. Hauswald, prof.
Przemysł polski i technika w r. 1924: (c. d.) VIII. Elektry-
fikacja. — IX. Budownictwo.
Przegląd pism technicznych.
Kronika.
Wiadomości Polskiego Komitetu Normalizacyj-
nego.

SOMMAIRE:

Relations entre la métallographie et les recherches
physiques, par. J. Czoehrański, ing. dipl.
Sur le calcul des filtres pour les conduites d'eau ur-
baines, par Z. Wendrowski, ing.
Nombre d'inconnues hyperstatiques d'un système
de barres, par. L. Karasiński.
Prix de revient et son dépendance du temps d'usina-
ge et de l'activité par. E. Hauswald, professeur
à l'Ec. Pol de Lwów.
L'état de l'industrie polonaise en 1924: VI. L'état de
l'électrification générale. — IX. Travaux publics.
Revue documentaire.
Divers.
Comptes rendus du Comité Polonais de Stan-
dardisation.

Metalografja a badania fizyczne.

Napisał J. Czoehrański, Frankfurt n/M.

I Część historyczna.

Mniej więcej przed 50 laty istniała tylko chemja hutnicza. Fizyka zaś w tym czasie stawiała pierwsze lęklive kroki na polu hutnictwa. Pobudziło ją do tego zrazu współzawodnictwo między stałą i żelazem, oraz między żelazem zlewem a zgrzewnem, zaś począwszy od roku 1879 — zjawiająca się w budowie dróg żelaznych konkurencja między stałą tomasowską i bessemerowską, ze względu na jakość materiału szynowego. Jedną z najważniejszych fizycznych własności żelaza w praktycznym jego zastosowaniu upatrywano w jego wytrzymałości. O ile przedtem oznaczenia wytrzymałości przedsiębrane bywały tylko w wypadkach wyjątkowych, to począwszy od r. 1879 nabrały one niezwykłego znaczenia. Ważności badań wytrzymałości dowiedli i systematycznie badania jej wprowadzali — w Anglii Kirkaldy (1862), w Niemczech Wöhler (1870) i w Szwecji Knut Styffe (1870). Badania Wöhlera były wykonywane na zlecenie rządu pruskiego.

Na podstawie tych badań zostały ustalone pierwsze warunki wytrzymałościowe odbiorcze przy dostawach rządowych. W rok później zastosowano podobne normy również do wagonów kolejowych. Jedną z pierwszych maszyn, nadających się do badań wytrzymałościowych, zbudował Wöhler. Po niej ukazało się wiele nowych konstrukcji, których rozwój możemy dostrzec aż do ostatnich czasów, a które pociągnęły za sobą szereg innych przyrządów badawczych.

Urzędy państwowe narzuciły fizyko-mechaniczne metody badań zakładom metalurgicznym. Można nawet powiedzieć, że badania te zapoczątkowano pod naciskiem władzy, wbrew życzeniom kół przemysłowych.

Podczas gdy chemja była już w owych czasach uznana za niezawodną podporę dla hutnika i oddawała mu nieocenione wprost usługi, to do badań fizyko mechanicznych przyzwyczajał się on tylko z wolna i z pewnem ociąganiem się; dużo czasu minęło, zanim hutnik oswoił się z konwencjonalną formą oceniania swych wyrobów,

narzuconą mu przez władze. W tem zapewne należy dopatrywać się najważniejszej przyczyny długotrwałego braku badań naukowych w zakresie wielu zagadnień technologiczno-mechanicznych.

Równocześnie z rozkwitem chemji fizycznej, utraciła jednak fizyka swe zaledwie rzadziejznięte z hutnictwem węzły, a miejsce jej zajęła chemja fizyczna.

Pod wpływem chemji fizycznej, hutnictwo poczyniło niewiarogodne postępy, a owocem tego rozwoju jest ogólne Metaloznawstwo, które święciło w dwu ostatnich dziesięcioleciach największe triumfy. Tymczasem niemal nie zwrócono na to uwagi, że fizyko-mechaniczna strona tej nowej dziedziny nauki o materiałach była zaledwie konwencjonalnie tolerowana. Jednakowoż i w tej dziedzinie kilku uczonych, choć w odosobnieniu, prowadziło wytrwale swe prace. Byli to przede wszystkim Heyn, Ludwik i Tammann, którzy podjęli badania wewnętrznych procesów płynności (plastyczności) metali, a pierwszy impuls do tego rodzaju badań dały uboczne prace Weddinga, Ledebura, Wöhlera i Bauschingera. Dopiero w ostatnich czasach zjawia się właściwa współzależność pomiędzy obydwoma temi połączkami wiedzy. Miarodajny wpływ na rozwój tych zagadnień wywarły również później poszczególne badania techniczne.

Zdobycze jednak chemji fizycznej przyniosły zaiste pełny pożytek tylko temu hutnikowi, który usiłuje uzależnić własności swych wytworów raczej od chemicznych niż od fizyko-mechanicznych zabiegów. Chcąc znaleźć potwierdzenie słów powyższych, wystarczy przejrzyć tylko podręczniki metalografji. W gruncie rzeczy przy badaniu żelaza chodzi więcej o ulepszenie fizyko-chemiczne, niż o wzmocnienie przez zgmiot, który przy żelazie i stali, w przeciwstawieniu do innych metali, odgrywa stosunkowo nieznaczną rolę.

W wykształceniu zawodowym hutników nie uwzględniono dotychczas w dostatecznej mierze tych zasadniczo różnych rodzaj zabiegów.

Tu znów zwracamy się do zadań, jakie odegrać ma fizyka w metaloznawstwie.

Jakkolwiek pierwsze próby wspomnianych wyżej uczonych były bardzo obiecujące, to jednak wkrótce wyłoniła się trudność znalezienia dalszych pomysłów punktów wyjścia dla prac badawczych.

Okolicznością utrudniającą było jeszcze to, że badania wewnętrznych przebiegów zjawiska płynności metali związane były prawie wyłącznie z metalami polikrystalicznymi. Z zachowania się tych ciał „quasiizotropowych” było trudno, jeśli nie niemożliwe, wysnuć wnioski o zachowaniu się pojedynczych kryształów. Dopiero gdy poznano wiele sposobów dogodnego otrzymywania wielkich pojedynczych kryształów, prace nad tym zagadnieniem wkroczyły na nowe tory.

II. Wytwarzanie pojedynczych kryształów.

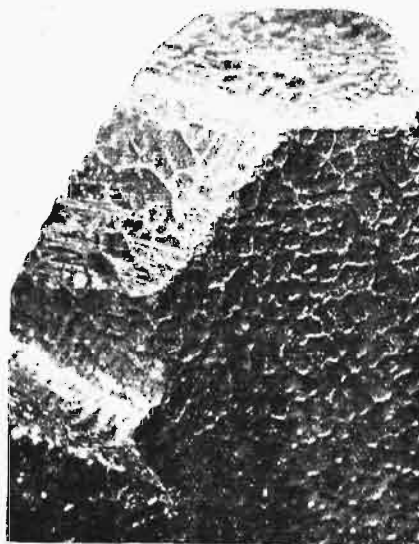
Pierwsza próba uzyskiwania pojedynczych (indywidualnych) kryształów przez wylupywanie z grubokrystalicznych odlewów, podjęta została w r. 1913¹⁾.



Słabe powiększenie.

Rys. 1.

Budowa dendrytyczna po wytrawieniu, pozwalająca wnioskować o orientacji kryształu. Kryształ miedzi trawiony nadsiarczanem amonu 1:10.



Słabe powiększenie.

Rys. 2.

Syntetyczny kryształ miedzi o budowie dendrytycznej po wytrawieniu. Trawiono nadsiarczanem amonu 1:10.

Metoda ta jednak jest stosowana tylko z musu. Uzyskiwanie w ten sposób kryształów dostatecznej wielkości połączone jest z trudnościami; prócz tego kryształy w odlewach są rzadko jednorodne i z tego powodu mogą wykazywać pewne braki, które powodują niepewność danych liczbowych. Mimo to jednak udawało się, przy sprzyjających warunkach pracy, zdobyć w ten sposób kryształy wielkości palca. Kilka w ten sposób uzyskanych kryształów miedzi obrazują rys. 1 i 2. Kryształy mają powierzchnie wypolerowane, które po wytrawieniu wykazują budowę dendrytyczną, pozwalającą łatwo ustalić orientację kryształów²⁾.

Przez długi czas uczeni ograniczeni byli do tego sposobu postępowania, przyczem zdobycie do badań naukowych naturalnych kryształów metali było prawie niedostępne, z powodu istnienia łatwo zrozumiałej wyłączności posiadania. Dzięki szczególnemu przy-

padkowi, wynalazł autor w r. 1917 t. zw. „metodę kapilarną” („Kapillarverfahren”) wytwarzania nitek krystalicznych i to na podstawie spostrzeżenia, że wzięte pałeczką szklaną lub inną krople krzepnącej cieczy, wbrew prawu napięcia powierzchniowego, zastygają nie w postaci kulistej, lecz przybierają kształt ostrza stożkowego. Postępowanie polega w zasadzie na prostej podstawie, że uzyskane w ten sposób ostrze stożka (kawałek metalu albo odłamek kryształu metalowego) styka się z cieczą, a potem wydobywa się z niej z właściwą stałą prędkością. Pociągnięte przytem skutkiem spójności cząstki cieczy krzepną w niewielkiej odległości od powierzchni kąpieli metalowej w postaci wciąż narastających nitek, będących pojedynczymi kryształami. O ile się uda nadać kryształom od początku pożądaną orientację (dobre wyniki osiągnęli tu Wartenberg, Polanyi i Grüneisen), postępowanie takie daje dobre wyniki, podział zaś kryształów na odmiennie zorientowane sztaby nie wchodzi tu w grę, z powodu małej ich grubości (ok. 1 mm). Jest przytem rzeczą godną uwagi, że sposób ten może być bezpośrednio zastosowany do mierzenia szybkości krystalizacji.

W tym samym mniej więcej czasie podano do wiadomości t. zw. schemat rekrytalizacji i w ten sposób uzyskano nową drogę do wytwarzania pojedynczych kryształów³⁾. Droga ta dała wkrótce szczególnie cenne wyniki.

W zasadzie postępowanie to przedstawia się następująco: dobrze wyżarzone paski metalowe poddaje się wydłużeniu na zimno o kilka odsetek, a potem wywołuje się nową rekrytalizację. Przy właściwym stopniu wydłużania na zimno i odpowiedniej temperaturze żarzenia, paski metalowe mogą przy rekrytalizacji zamienić się na pojedyncze kryształy. Specjalna obróbka termiczna może się tu okazać korzystną. Tego rodzaju kryształy nadają się szczególnie do badań fizycznych, ponieważ dają się wytwarzać we wszystkich wymiarach i nawet na powierzchni swej są wolne od skaz krytalograficznych⁴⁾. W ten sposób można dogodnie wytwarzać kryształy wielocentymetrowej grubości i długości kilku decymetrów. Przez podział takich kryształów, osiąga się pożądaną materjał do przeprowadzenia szerokiego zakresu badań. Metoda ta okazała się najbardziej niezawodną i najpewniejszą.

III. Dotychczasowe wyniki badań.

Gdy pole pracy zostało w ten sposób dostatecznie przygotowane dla owocnych wyników, dokonano w różnych miejscach szeregu badań, a wśród nich jedne

³⁾ J. Czochralski. Intern. Zeischr. für Metallographie, 1916, str. 1 i nast.

⁴⁾ W związku z tem należy zwrócić uwagę na sposób Orbíga i Schaller'a wytwarzania nitek krystalicznych, który jest zapewne zbliżony do omówionego wyżej i polega na wytwarzaniu pojedynczych kryształów z proszku metalowego. Sposób ten jest stosowany w tajemnicy w wielu zakładach do wyrobu nitek do żarówek.

¹⁾ Moellendorf i Czochralski, 1918 str. 931.

²⁾ Z. V. d. I., 1923, str. 536.

z pierwszych były dokonane w r. 1913, 1916 i 1917⁵⁾. W związku z wcześniejszymi badaniami krystalograficznymi, dociekania te potwierdziły wywody Reusch'a i Müggess'a o występowaniu płaszczyzn poślizgowych w pojedynczych kryształach miedzi o określonej orientacji, uzyskanych z odlewów. Między innymi, wyznaczono też zależność między płaszczyznami poślizgu a obrazami trawienia i opisano bliżej asymetryczne przekształcenie ściśniętego pojedynczego kryształu. Co więcej, ustalono, że zjawiska płynności mogą być dostrzeżone we wnętrzu pojedynczego kryształu i wywołują stale ostre zmiany w ukształtowaniu prawidłowej budowy metalograficznej. Te spostrzeżenia stały się pierwszą pobudką do rozwoju hipotezy przemieszczenia atomowego („Verlagerungshypothese“), która dała następnie wiele cennych wniosków.

W związku z tą hipotezą zostały wyczerpująco wyjaśnione zjawiska rekrytalizacji odkształconych tworów jedno i polikrystalicznych. Ostatnia ze wspomnianych prac dotyczy wytwarzania kryształów metodą kapilarną i zajmuje się pomiarem szybkości kryształizacji cynku, cyny i ołowiu.

Dalsze badania fizyczne krystalicznych nitek włókniastych cynku i wolframu prowadził Wartenberg⁶⁾ i ustalił, że zjawiska hysterezy sprężystej nie można wykazać ani na kryształach wspomnianych wyżej metali, ani na innych.

Do nowszych prac zaliczyć należy pomiary granicy sprężystości, które przeprowadził autor na różnorodnie zorientowanych oddzielnych kryształach aluminium, jak również pomiary przewodności elektrycznej po zimnej obróbce, które wykonał Grüneisen, dając zarazem bardzo dokładne dane o stałych sprężystości i o przewodnictwie elektrycznym kryształów cynku i kadmu⁷⁾.

Szczególne miejsce wśród odnośnych prac zajmują głęboko sięgające badania Polanyi'ego i jego szkoły⁸⁾, na których podłożu powstały różne hipotezy o wewnętrznych zjawiskach płynności. W pracach tych zwrócili oni jednak uwagę tylko na *symetryczne zjawiska poślizgu*. *Asymetrycznej płynności*, istoty wszystkich procesów wzmocnienia, nie uwzględnili oni wcale. Przyczyna tego tkwi w metodzie ich pracy. Raz ustalwszy, że stosowana przez tych badaczy metoda obrotu kryształu oraz metoda Scherer'a i Debye'a, nie mogą określić dokładnie röntgeno-fizycznie zniekształceń siatki przestrzennej, — nie poddawano bliższym badaniom zagadnień röntgeno-technicznych, a więc, w szczególności, nie zajmowano się też badaniem intensywności promieniowania zniekształconych części siatki przestrzennej⁹⁾. Anomalje, które stale występują przy zastosowaniu promieni Röntgena do odkształconych

metali i które ujawniają się w postaci zmniejszenia ostrości prążków widmowych i występowaniu słabych prążków wtórnych, dotychczas nie były dostatecznie docenione.

A więc także ze stanowiska röntgeno-techniki nie można przypisywać wielkiej wartości dowodowej tym wynikom.

Jak dalece wyniki röntgeno-analizy mogą być uznane za przekonujące, wyjaśnić mogą badania czysto metalograficzne. Tego rodzaju dociekanie doprowadziłoby jednak do uchylenia wyników uzyskanych przy röntgeno-analizie. Już bowiem drobnutkie części siatki przestrzennej, które pozostają nietknięte przy odkształceniu, muszą prowadzić do podobnych röntgeno-diagramów, dopóki metody röntgenowskie nie pozwalają na wyznaczenie jakościowe i ilościowe zniekształconych i nienaruszonych części siatki. Do tego dołącza się jeszcze to, że wślad za pozasprężystem odkształceniu zdąża stale pewna, jakkolwiek nieznaczna, rekrytalizacja, tak że z góry należy brać w rachubę obecność nietkniętych części siatki przestrzennej. Również przy pojedynczych kryształach można wykazać w aparacie Martensa stałą zmianę objętości przy pozasprężystych naprężeniach; zjawisko to bezwątpienia wskazuje na utajoną rekrytalizację.

Wszystkie więc metody, które w ten sposób zmierzają do oznaczenia nietkniętych części siatki przestrzennej, muszą być oceniane jako usiłowania bezpłodne; wogóle, kwestja jest jeszcze otwartą, w jakim stopniu okażą się te metody w przyszłości twórczymi dla metalografii.

Pierwszą podstawą do ujawnienia *asymetrycznych zjawisk płynności* dało spostrzeżenie przemian budowy wewnątrz pojedynczych kryształów, wywołanych uprzednim pozasprężystem odkształceniem i utrwalone w obrazie trawienia. Tę „asymetryczną płynność“ można było jednak śledzić, jeszcze do niedawna, za ledwie pod względem jakościowym, zaś ilościowe ujęcie i ocena tego zjawiska była przez długi czas niemożliwa. Dopiero ostatnio udało się autorowi opracować sposób pomiarów ilościowych za pomocą t. zw. „metody topometrycznej“, o której będzie jeszcze mowa niżej. Założenie hipotezy przemieszczenia, o głęboko sięgających zniekształceniach siatki przestrzennej, przy pozasprężystych obciążeniach kryształów mogących ulegać wzmocnieniu, uzyskało przez to silne podstawy. Możliwość tedy zniekształceń siatki przestrzennej nie może być uważana jeno za hipotezę, lecz nabiera wartości doświadczalnie stwierdzonego faktu. Zjawiska asymetrycznej płynności uzyskują w metaloznawstwie dominującą rolę, gdy tymczasem poślizgi czysto symetryczne mogłyby być uznane za problematyczne.

Sporadyczne publikacje poświęcone badaniom pojedynczych kryształów nie mogły dostatecznie wyświetlić tych bardzo zawiłych zależności. Dopiero dzięki systematycznym badaniom zewnętrznych i wewnętrznych zjawisk płynności, a zarazem fizycznych własności wzdłuż różnych kierunków osi krystalograficznych, udało się uzyskać pierwsze zbliżenie się do tego celu.

(d. c. n.).

⁵⁾ Moellendorff i Czochralski, Z. V. d. I. 1913, str. 931; Czochralski, Intern. Z. f. Metallographie, 1916, str. 1. Z. physik. Chem. tom 92, str. 219, 1917.

⁶⁾ Vorhandl. d. deutsch. physik. Ges. 1918, str. 113.

⁷⁾ Physik. Ztschr. 24, str. 506, 1923.

⁸⁾ Por. Czochralski. Moderne Metallkunde, 1924, str. 246 (wyd. Springer, Berlin).

⁹⁾ Autor zdołał ustalić zmniejszenie się intensywności o 1:10.

PRZEGLĄD TECHNICZNY

TYGODNIK POŚWIĘCONY SPRAWOM TECHNIKI I PRZEMYSŁU.

TREŚĆ:

Metalografia a badania fizyczne, (c. d.) nap. J. Czochar-
ski, inż. dypl.
Koszt wytwarzania i jego zależność od czasu i wy-
dajności (c. d.), nap. E. Hauswald, prof.
O pierwszym zespole techników polskich (1800—
1831) (dok.), nap. F. Kucharzewski, prof.
Przegląd pism technicznych.
Bibliografia.
Kronika.

SOMMAIRE:

Relations entre la métallographie et les recherches
physiques, (suite) par Jan Czocharski, ing. dipl.
Prix de revient et sa dépendance du temps d'usi-
nage et de l'activité (suite), par E. Hauswald, prof.
Première association technique polonaise (1800—
1831) (suite et fin), par F. Kucharzewski, prof.
Revue documentaire.
Bibliographie.
Divers.

Metalografia a badania fizyczne.¹⁾

Napisał Jan Czocharski, Frankfurt n/M.

IV. NOWE WYNIKI I NOWE CELE.

Wewnętrzne i zewnętrzne zjawiska płynności.

Wyniki badań wewnętrznych zjawisk plyn-
ności były, jak już zaznaczono, mało za-
dawające, a to z tego powodu iż przy
doświadczeniach posługiwano się wyłącz-
nie próbkami polikrystalicznymi. Badania tego rodzaju
były prowadzone przez wielu uczonych, między innymi

Z góry można było przypuszczać, że jednorodne
pojedyncze kryształy powinnyby były stanowić znacz-
nie właściwszy materiał do tych badań, niż polikrysta-
liczne skupienia. Najbliższym więc krokiem było zba-
danie doświadczalne zachowania się pojedynczych
kryształów.

Metodycznie można tu postępować w sposób na-
stępujący. Po wytrawieniu odpowiednimi odczynni-
kami pojedynczego kryształu, daje się z łatwością



Rys. 3.

wielk. rzecz.

Pręt z pojedynczego kryształu aluminium wraz z dwoma sąsiednimi kryształami, odmiennej
orientacji. Wytrawiono kwasem fluorowodorowym i kwasem solnym.



Rys. 4.

wielk. prawie rzecz.

Skrecony pręt z pojedynczego kryształu aluminium. Przekrój podłużny. Wytrawiono kwasem
fluorowodorowym i kwasem solnym.



Rys. 5.

wielk. prawie rzecz.

Skrecony pręt z pojedynczego kryształu aluminium o odmiennej orientacji. Przekrój podłużny.
Wytrawiano kwasem fluorowodorowym i kwasem solnym.

przez Heyna. Ustaliły one wszędzie pewne zasady, któ-
re nawiązały łączność z geometrią zjawiska płynności.

zauważyć, że nadgryzanie jest różne w różnych kierun-
kach kryształu i występujące wówczas zjawiska odbicia
światła pozostają w ścisłym związku ze wewnętrzną bu-
dową krystaliczną.

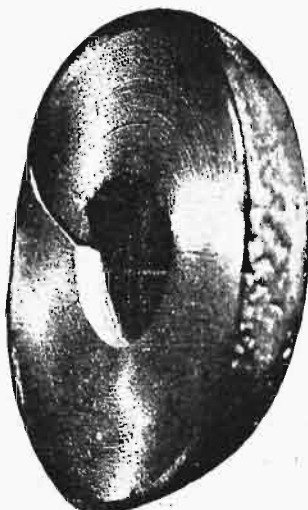
¹⁾ Ciąg dalszy do str. 53, w № 4 r. b.

Rys. 3 przedstawia w przekroju podłużnym kryształ aluminiowy otoczony dwoma mniejszymi kryształami. Przy wstępnym trawieniu posługiwano się tu kwasem fluorowodorowym, przy ostatecznym zaś—kwasem solnym. Środkowy kryształ wykazuje jednorodne odbicie na całym swym przekroju podłużnym. Intensywność odbicia można zwiększyć lub zmniejszyć, zależnie od kąta obserwacji i kąta padania światła. Gdy poddamy taki pojedynczy kryształ odkształceniom, wtedy łatwo można wykazać zakłócenia w obrębie po-

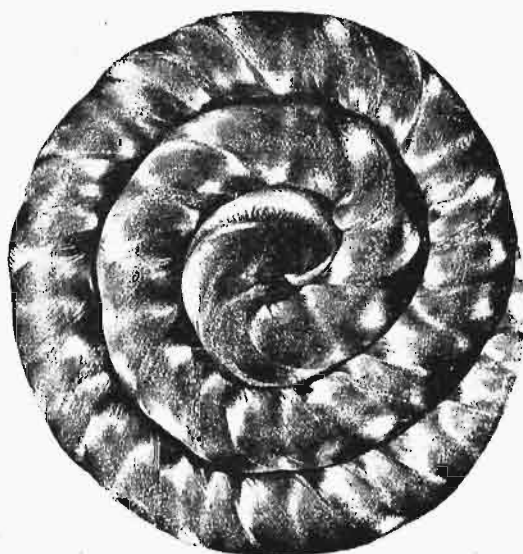
dla różnych kierunków krystalicznych dwa pręty uwidocznione na rys. 4 i 5. Początkowo jednostajnie odbijające pole jest tu różnorodnie zniekształcone. Z sy-



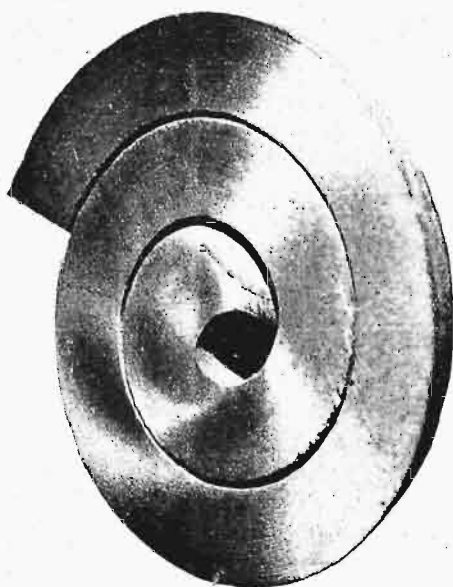
Rys. 6. 3-ne powiększ. lin.
Skrecony pręt z kryształu aluminium.
Przekrój poprzeczny. Wytrawiono
kwasem fluorowodorowym
i solnym.



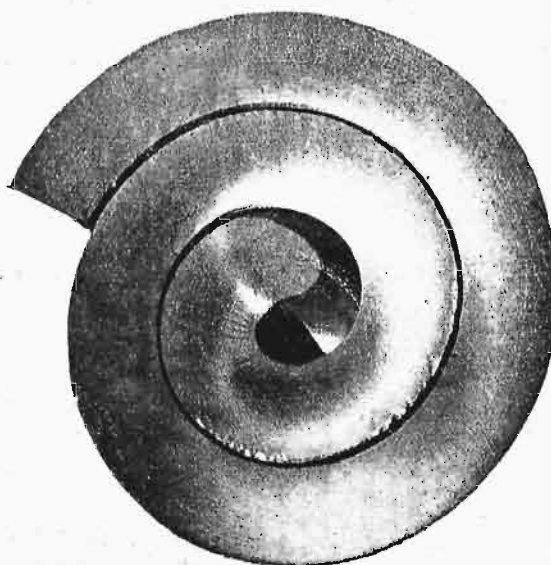
Rys. 7. Wielk. pr. nat.
Zgięty w pierścień kryształ aluminium.
Przekrój równoległy do podłużnej osi
pręta. Wytrawiono kwasem fluoro-
wodorowym i kwasem solnym.



Rys. 10. Wielk. pr. nat.
Skrecony i następnie zgięty spiralnie
pojedynczy kryształ aluminium.
Wytrawiono kwasem fluoro-
wodorowym i solnym.



Rys. 8. Wielk. pr. nat.
Spiralnie zgięty pojed. kryształ aluminium.
Przekrój równoległy do podłużnej osi pręta.
Wytr. kwasem fluorowodor. i solnym.



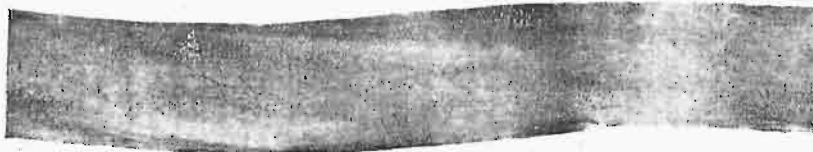
Rys. 9. Wielk. pr. nat.
Ten sam kryształ, co na rys. 8
przy zmienionym kącie
padania światła.

metrycznych kształtów obrazu można nawet łatwo odczytać liczbę skręceń. W obydwóch powyższych obrazach każde dwa poszczególne pola odpowiadają jednemu skrętowi.

Jest rzeczą zrozumiałą, że w przekrojach wykonanych w innych kierunkach obrazy odbicia są różne, oraz że układ ich i intensywność winny się zmieniać, zależnie od kątów oświetlenia i obserwacji. Wpoprzek osi pręta, czyli w płaszczyźnie przekroju, w której kąt skręcenia cząstek materii jest nieznaczny, obraz od-

czątkowo jednorodnie odbijających pól. Gdy więc poddamy próbieskręcania walcowaty pojedynczy kryształ alu-

minowy, a następnie wytrawimy jego przekrój podłużny, to da nam on np. takie obrazy odbicia, jakie przedstawiają



Rys. 11. Wielk. pr. nat.
Jednokryształowy pręt aluminiowy mocno walcowany po uprzednim skręceniu.
Obrazy odkształc. plastyczn. zatęrzyły się prawie nie do rozpoznania.
Trawiono kwasem fluorowodorowym i solnym.

minowy, a następnie wytrawimy jego przekrój podłużny, to da nam on np. takie obrazy odbicia, jakie przedstawiają

odbicia jest duży i dlatego występuje wyraźnie w postaci symetrii obrazu i ściśle okresowej kolejności jego zmian.

Przy prostszych rodzajach odkształceń, uzyskuje się mniej złożone obrazy odbicia, jak to wyjaśnia rys. 7, przedstawiający przekrój równoległy do osi podłużnej zgiętego w pierścień jednokryształowego pręta aluminiowego. Obraz odbicia przedstawia tu czteroramienną gwiazdę, której intensywność odbicia zmienia się, zależnie od kąta oświetlenia i kąta obserwacji, w sposób ciągły, dający się wyznaczyć z góry na podstawie geometrii krystalograficznej, zastosowanej do idealnie zgiętego indywidualnego kryształu. Tak samo, przy danej orientacji, jak również przy danych kątach oświetlenia i obserwacji, obraz odbicia da się z góry przewidzieć dla niektórych innych rodzajów odkształceń, na zasadzie geometrii krystalograficznej.

Rys. 8 obrazuje odbicie zgiętego spiralnie pojedynczego kryształu aluminium, przeciętego w płaszczyźnie równoległej do osi podłużnej. Stosownie do orientacji, przybiera obraz odbicia postać trójramienną gwiazdy. Rys. 9 podaje ten sam kryształ, lecz pod innym kątem oświetlenia. Obraz odbicia ma teraz układ spiralny. Szczególnie zaś bawi oko różnorodną zmiennością obraz odbicia skręconego i następnie zgiętego spiralnie pojedynczego kryształu aluminium (rys. 10). Im różnorodniej więc jest odkształcone pole plastyczności, tem żywsze są zjawiska odbicia.

Zjawiska te stają się coraz słabsze przy zbyt daleko posuwającym się odkształceniu. Wtedy kierunek osi w ciele krystalicznym ledwie daje się wyznaczyć krystalograficznie. Intensywność odbicia ciała krystalicznego jest wówczas we wszystkich kierunkach jednakowa i upodabnia się mniej lub więcej do ciała izotropowego. Rys. 11 pokazuje to na próbce skręconej, którą następnie walcowano na zimno. Nawet po mocnym wytrawieniu niewiele już można tu wynioskować o pierwotnym obrazie odbicia.

Lecz zdolność odbicia nie we wszystkich wypadkach tak łatwo ulega zniszczeniu. Przykładem tego

może być obraz płynności niezanikającej, pomimo najsilniejszego odkształcenia, przedstawiony na rys. 12 (1-y pręt). Obraz ten nie znika nawet przy zmniejszeniu poprzecznego przekroju o 80% (3-ci pręt), ani nawet przy zmniejszeniu o 99% (4-ty pręt). Objaw

Pręt 1. Skręcony jednokryształowy pręt aluminiowy, wykazujący prawidłowy obraz odkształceń plastycznych.



Pręt 2. Ten sam pręt po wywalcowaniu. Zmniejsz. przekr. poprz. o 80%.



Pręt 3. Ten sam pręt po dalszym walcowaniu. Zmniejsz. przekr. poprz. o 90%.



Pręt 4. Ten sam pręt (wycinek) po wywalcowaniu aż do poszarpania. Zmniejsz. przekr. poprz. o 99%.

Obrazy płynności, pomimo ogromnego odkształcenia, występują z całą wyrazistością, podobnie jak na rys. poprzednich.

Wytrawiono kwasem fluorodotowym i solnym.



Rys. 12.

Wielk. pr. nat.

ten należy szczególnie podkreślić, gdyż Polanyi i jego szkoła byli skłonni do mniemania, że można przejść obojętnie obok tego zjawiska. Fakt, że nawet tak znacznie odkształcony kryształ nie przestał być jednolitym ciałem krystalicznym, poucza nas widocznie, że żadną miarą nie można wykazać ani podziału ani zmiążdżenia podobnego kryształu pojedynczego. Jeżeli wytniemy znów z tego rodzaju kryształu część walcowaną

i poddamy ją próbie skręcania, to wpływy budowy krystalicznej mogą być stąd jeszcze rozpoznane, że pręt przy skręcaniu nie zachowuje swego kształtu walcowego, lecz odkształca się w swoisty i prawidłowy sposób. Z reguły przybiera pręt taki postać słupa flamandzkiego, o kształtach tem mniej wyraźnych, im w większym stopniu był poprzedniego wzmocniony. Rys. 13 wykazuje to na pojedynczym kryształku aluminium, poddanym silnym naprężeniom i następnie skręconym.



Rys. 13.

Wielk. pr. nat.

Mocno zgnieciony i następnie skręcony jednokryształowy pręt aluminiowy. Budowa krystaliczna daje się jeszcze rozpoznać w prawidłowym odkształceniu pręta.



Rys. 14.

Wielk. pr. nat.

Obraz skręconego jednokryształowego pręta aluminiowego nie poddawanego uprzednio zgniotowi.



Rys. 15.

Wielk. pr. nat.

Obraz skręconego pręta aluminiowego polikryształowego. Zachowuje on niezmiennie swój kształt walcowy.

Wpływ podobnych przekształceń zaznacza się wszakże silniej na pojedynczych kryształach nie poddanych uprzednio działaniom rozmaitych naprężeń. Rys. 14 wykazuje poglądowo, w jak wielkim stopniu pojedyncze kryształy walcowate odkształcają się przy skręcaniu. Prócz mocno zaznaczonych na tych próbkach krawędzi śrubowych, widzimy tu jeszcze liczne bruzdy, układające się równolegle do wspomnianych krawędzi. Bruzdy te, jak można łatwo wykazać rysując siatkę na powierzchni próbki, powstały skutkiem silnego przewężenia przy skręcaniu. Zjawiska przekształceń odznaczają się i tu również pewną prawidłowością i dają się z góry wyznaczyć według praw geometrii krystalograficznej.

Jakkolwiek różnorakie są zjawiska odbicia przy kryształach odkształconych pozasprężysie, to jednak ich różnorodność jest oparta jedynie i wyłącznie na wytwarzaniu się pola plastyczności i na połączonych z niem zakłóceniami prawidłowej budowy krystalicznej.

Trudno więc odmówić słuszności twierdzeniu, że zjawiska te pozostają w najściślejszym związku z zakłóceniami budowy przestrzennej siatki krystalicznej i że w nich należy się dopatrywać przejawu tych zakłóceń.

Usiłowania zmierzające do innego objaśnienia zakłóceń prawidłowego odbicia, nprz. przez założenie miażdżenia się kryształów, nie dają wyników, nawet wówczas, gdy przyjmujemy, że odłamki krystaliczne, pod działaniem płynności, układają się w jakiś sposób prawidłowy. Badania bowiem skręcania próbek polikryształowych nie wykazują opisanych objawów przekształceń. Jest to uwidocznione na rys. 15, przedstawiającym próbkę polikryształiczną, po tej samej ilości skręceń co i próbki podane na rys. 13 i 14. Jest rzeczą znamioną, że takie pręty polikryształowe zachowują stale swój niezmienny kształt walcowaty, gdy tymczasem pojedyncze kryształy odkształcają się w sposób prawidłowy, nawet po uprzednim poddaniu ich silnym odkształceniom.

Rys. 16, 17 i 18 unaoczniają budowę tych samych trzech prętów w ich przekroju podłużnym. Górny pręt krystaliczny, poddany uprzednio zgniotowi, przedstawia różnorodnie ukształtowane pole plastyczności, podobnie jak pręt, który został tylko skręcony. Godnem uwagi jest to, że również polikryształowa próbka wykazuje prawidłowy, aczkolwiek bardzo zatarty obraz płynności (plastyczności); jest to w związku z występowaniem znaczniejszej płynności w pewnym określonym kierunku osi kryształów.

Wbrew tym przekonywającym faktom, hipoteza translacji, także w formie rozwiniętej dalej przez Polanyi'ego, upatruje wciąż jeszcze istotę plastyczności w równoległych przesunięciach kryształów. Obok tego objaśnienia, zwolennicy tej teorii wysuwają jeszcze zjawiska zgniotów wewnętrznych oraz wstrząsów, gdy z drugiej znów strony rozważane są często także materialne zmiażdżenia kryształitów. Byłoby rzeczą celową, gdyby

i tu uwzględniono również w szerszym zakresie badania metalograficzne.

Metodyka analizy röntgenograficznej.

Już wcześniej²⁾ usiłowano wykazać, jak wygląda układ kryształitów w diagramie Lauego. Diagram taki pojedynczego kryształu aluminium wykazuje stale zwykłe strefy koliste. Skoro wprowadzi się w pole prześwietlania zespół krystaliczny, wówczas uwidoczniają się w diagramie liczne bezładnie rozłożone punkty odbicia. Stosownie do niewielkich rozmiarów kryształów, punkty odbicia występują w diagramie także jako bardzo małe plamki. W miarę zmniejszenia wielkości ziaren, a więc zwiększenia ich ilości w polu diagramu, ilość punktów odbicia stale wzrasta.

Gdybyśmy szukali istoty plastyczności w rozmieszczeniu kryształów, to odkształcenie plastyczne me-

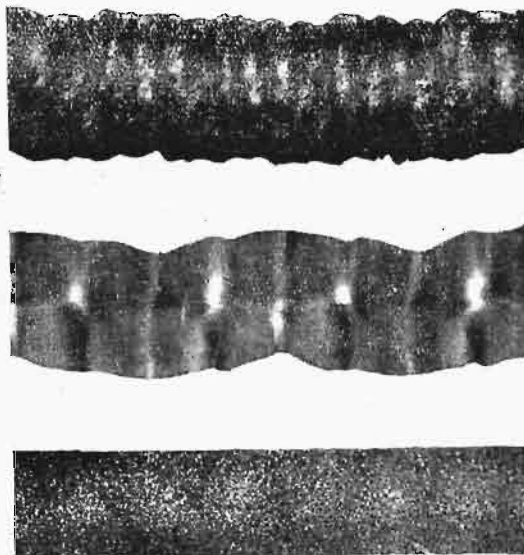
²⁾ Por. Przegląd Techniczny 1924 r., str. 375 i 385

tału musiałoby doprowadzić właśnie do takich samych wyników. Ale, jak poucza doświadczenie, uzyskuje się zupełnie inne wyniki przy pozasprężystych naprężeniach kryształów metali. Pojedyncze bowiem punkty odbicia zamieniają się wówczas na promienie i obraz Lauego wykazuje wybitnie zaznaczoną gwiazdzistość (asteryzm).

Stosownie do orjentacji kryształów, otrzymuje się przytem różne postacie obrazu (figury). Występujące w tych obrazach przemiany szeregu punktów odbicia na określone figury gwiazdziste stanowią oznakę zakłóceń siatki przestrzennej, związanych z odkształceniami pozasprężystymi. Gdzie tylko zachodzą skrzywienia i uwypuklenia płaszczyzn siatki przestrzennej, występuje w diagramie Lauego „asteryzm” (układ gwiazdzisty) jako znamienne zjawisko. Zresztą asteryzm można otrzymać też przy kryształach o prawidłowej budowie siatki, jeśli podczas prześwietlania wprawimy kryształ w ciągły ruch wirowy, skutkiem czego wyłamy sztucznie naśladownictwo działania powierzchni uwypuklonej. Bardzo wyraźnie zjawisko to można zaobserwować na zgiętych płytkach łyszczyku (miki), które po ustaniu nacisku zewnętrznego dają znów normalne diagramy Lauego, jak to wykazał Gross¹⁾.

Często jest jeszcze wygłaszany pogląd, że asteryzm może być też wywołany przez zmiążdżenie kryształów; hypotetyczne to założenie jest jednak jeszcze nie udowodnione, a nawet można stale i bez wyjątku zaobserwować przeciwne zjawiska. Trzeba tylko przy doświadczalnym sprawdzaniu tych poglądów starannie uważać na to, żeby wybierane były materiały mogące uchodzić za jaknajbardziej nieplastyczne. Jeśli wziąć gips, sól kamienną, szpat wapienny, to wpływy ich plastyczności są już tak wielkie, że prowadzą one zawsze do wyraźnych i łatwych do wykazania zakłóceń siatki przestrzennej. Jeżeli drogą odkształcenia sprowadzi się kryształy tych minerałów do postaci skupionego zespołu odłamków, to wykazują one stale w diagramie Lauego, jako dowód zakłócenia siatki przestrzennej, wyraźny asteryzm, a obok tego, zależnie od wielkości tych odłamków, można zauważyć czasem

żyć zmiążdżenia kryształu, jak to przedstawia rys. 19. Kryształ został umieszczony prostopadle do płaszczyzny 010 i ściśnięty między dwoma płaskimi tłoczkami, przyczem wysokość jego obniżyła się o 80%. Rys. 20 dotyczy podobnego doświadczenia z pojedynczym kryształem aluminium. Nacisk wywarło tu na dwie płaszczyzny sześciannu; wysokość zmniejszono przy nacisku o 80%. Zmiążdżenie dało się zauważyć w diagramie Lauego w równie małym stopniu, jak w diagramie kryształu gipsu odkształconego w tej samej mierze.

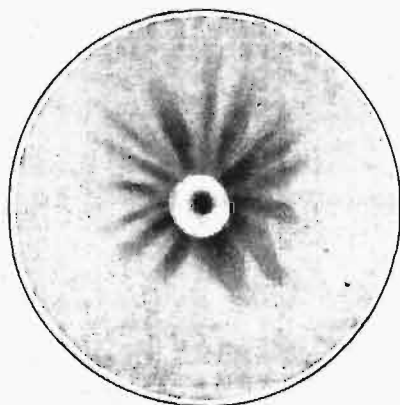


Rys. 16, 17 i 18.

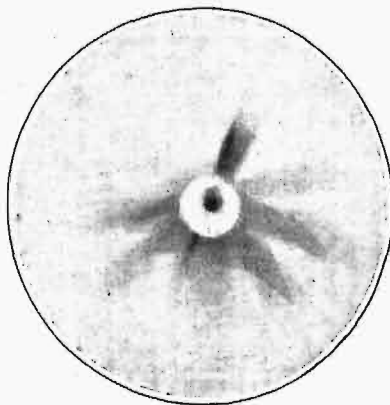
Wielk. pr. nat.

Przekrój podłużny prętów przedstawionych na rys. 13, 14 i 15. Wytrawiono kwasem fluorowodorowym i solnym.

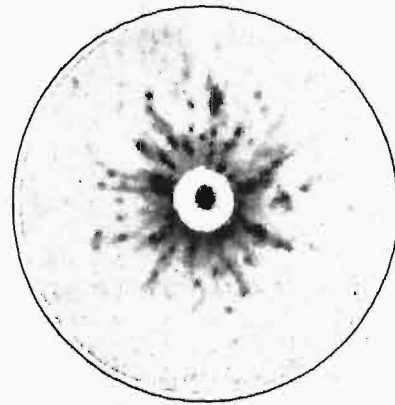
Zupełnie inaczej rzecz się przedstawia, gdy próbę taką przeprowadzimy biorąc materiał o zapewnionej kruchości. Tutaj wchodzi w grę, między innymi, takie materiały, jak kwarc, bor, arsen, antymon, siarka i krzem. Celem potwierdzenia prawdziwości powyżej



Rys. 19. Diagram Lauego: ściśnięty kryształ gipsu. Zmniejszenie wysokości o 80%.



Rys. 20. Diagram Lauego: ściśnięty kryształ aluminium. Zmniejszenie wysokości o 80%.



Rys. 21. Diagram Lauego: ściśnięty kryształ krzemu. Zmniejszenie wysokości o 80%. Odkształcenie próbki doszło aż do zmiążdżenia

wyraźne pojedyncze punkty odbicia, które, przy bardzo małych rozmiarach ziaren, zlewają się w wieniec (podobny do „lisiej czapki” dokoła księżyca). Wpływy zakłóceń siatki przestrzennej, przy kryształach gipsu, są już tak jaskrawe, że w diagramie nie daje się zauwa-

wygotzonej zasady, ściśnięto pojedynczy kryształ krzemu w sposób podany wyżej, równoległe do płaszczyzny łupliwości. Zmniejszenie wysokości wynosiło, podobnie jak przy pierwszych dwóch próbach, 80%. Zmiążdżone cząsteczki tworzyły płytkę dobrze się jeszcze razem trzymającą. Wynik tej próby unaocznia rys. 21. Diagram składa się z wielu pojedynczych

¹⁾ Ztschft. f. Met. 1924, str. 18.

punktów odbicia, które pochodzą od grubszych odłamków krystalicznych. Pozatem diagram wykazuje wyraźnie zaznaczony wieniec, który świadczy o obecności drobnego jak proszek krystalitu. Asteryzm jest bardzo słabo zaznaczony, jednak pozwala wnioskować o zakłóceniach siatki przestrzennej, aczkolwiek bardzo nieznacznych. Ilość krystalitów w polu prześwietlenia wynosiła, według ich średnich rozmiarów, mniej więcej około miliona.

Tak więc wiadomości, uzyskane na podstawie diagramów Lauego, prowadzą do rozróżnienia dwóch wyraźnie odmiennych grup materiałów, mianowicie,

po pierwsze takich, które w diagramie Lauego przybierają postać wybitnie gwiazdzistą, po drugie zaś takich, które nie dają tej postaci. Materiały pierwszego rodzaju charakteryzuje pewien określony stopień plastyczności, natomiast materiały drugiego rodzaju należy uważać za typowo kruche i nieplastyczne. Gdyby asteryzm był wynikiem zmiażdżenia, a w szczególności ugrupowania tych zmiażdżonych cząstek, to wszystkie bez wyjątku materiały po odkształceniach pozasprężystych musiałyby wykazywać asteryzm w diagramie Lauego, a tego doświadczenie nie stwierdza.

(d. c. n.).

PRZEGLĄD TECHNICZNY

TYGODNIK POŚWIĘCONY SPRAWOM TECHNIKI I PRZEMYSŁU.

T R E Ś Ć:

Metalografia a badania fizyczne (c. d.), nap. J. Czochrański, inż.
 Odlewy z laniem zwojem w kokilach, nap. Wł. Markowicz, inż.
 Zagadnienia budowy turbin parowych na Światowej Konferencji Energetycznej.
 Przemysł polski i Technika w r. 1924: X. Technika ciepła. XI. Przemysł włókienniczy.
 Przegląd pism.
 O obliczeniu wydajności filtrów (polemika).
 Ze Stowarzyszeń Technicznych.

S O M M A I R E:

Relations entre la metallographie et les recherches physiques (suite), par J. Czochrański, ing. dipl.
 Filets de vis venus de fonte en coquilles, par W. Markowicz, ing.
 Problèmes relatifs à la construction des turbines à vapeur, considérés à la Conférence Intern. de la force motrice à Londres (suite et fin).
 L'état de industrie polonaise en 1924: X. L'exploitation des moteurs thermiques et des chaudières. XI. L'industrie textile.
 Revue documentaire.
 Sur le calcul des filtres (lettres à la Redaktion).
 Sociétés Techniques.

Metalografia a badania fizyczne.¹⁾

Napisał Jan Czochrański, Frankfurt n/M.

V. METODYKA PRZEMIESZCZONEGO ODBICIA.

Spaczenie płaszczyzn krystalicznych.

Podane wyżej wyniki są już wystarczające do dostatecznego uzasadnienia zakłóceń siatki przestrzennej, związanych zwykle z odkształceniem kryształów metalicznych nadających się do wzmocnienia. Ażeby teraz zbadać bliżej zagadnienie wewnętrznych zjawisk płynności, nie gubiąc się w niedość jeszcze uzasadnionych naukowo zapatrywaniach, byłoby celowe zastosowanie do wyświetlenia tego bardzo zawiłego zjawiska, obok metody röntgenograficznej, innych jeszcze metod badawczych. I tu właśnie pewne zjawisko fizyczne, wysunięte ponownie przez autora, jako t. zw. odbicie przemieszczone, względnie topowe²⁾ daje niezawodne wskazówki w tym względzie. Jak wiadomo, dzięki topowemu odbiciu, można dogodnie oznaczyć orientację krysztalitów metali.

Rys. 22 uwidocznia w przekroju podłużnym pręt aluminiowy, składający się z trzech kryształów. Poszczególne pola krystaliczne ujawniają się w nim przez wytrawienie. W obrębie tych pól krystalicznych, jak widać z rysunku, można uważać odbicie za jednostajne



Rys. 22.

Jednokryształowy pręt aluminiowy z dwoma sąsiednimi kryształami o innej orientacji. Przekrój podłużny. Wytrawiono kwasem fluorowodorowym i solnym.

Wielk. nat.

i jednorodne. Droga wyczerpujących badań zmienności intensywności odbicia, można było ustalić, że maximum

intensywności odbicia leży w kierunku prostopadłej sześciannu, minimum — w kierunku prostopadłej ośmiościanu, średnia zaś intensywność przypada na prostopadłą dwunastościanu. W ten sposób można więc ustalić orientację kryształu metalowego na podstawie stopnia intensywności odbicia. Z drugiej strony, każde zakłócenie prawidłowej budowy krysztalitu staje się stąd widocznym, że intensywność odbicia jest wówczas w każdym miejscu inna.



Rys. 23.

Wielk. pr. nat.

Jednokryształowy pręt aluminiowy, ograniczony płaszczyznami sześciannu. Wytrawiono kwasem fluorowodorowym i solnym.

Wykażemy to na kryształach aluminium. Weźmy pręt aluminiowy, kształtu graniastosłupa czworokątnego, o układzie regularnym (sześciennym), który wykazuje po wytrawieniu jednostajne odbicie (rys. 23). Gdy poddamy go skręcaniu, to po ponownym wytrawieniu nie ujawnia już odbicia jednostajnego, lecz intensywność odbicia zmienia się w sposób uwidoczny na rys. 24, stosownie do stopnia skręcenia.

Rozkroiwszy pręt podłużnie i zbadawszy jego budowę po wypolerowaniu i wytrawieniu, można się łatwo przekonać, że nie chodzi tu bynajmniej o działanie powierzchniowe. Jak wskazuje bowiem

rys. 25, intensywność odbicia zmienia się również w przekroju podłużnym w każdym miejscu, tak samo jak na powierzchni zewnętrznej. Dzięki tej próbie, zyskaliśmy dowód, że sześcienna powierzchnia kryształu została prawidłowo wykreślona ze swego

¹⁾ Ciąg dalszy do str. 53, w № 4 r. b.

²⁾ Nazwa niemiecka: dislozierte albo topische Reflexion.

pierwotnego położenia. Po każdym skręcie o jedną czwartą obrotu, odbicie powierzchni sześcianu powtarza się regularnie.



Rys. 24.

Wielk. pr. nat.

Ten sam kryształ po skręceniu go o 360° . Powierzchnia sześcianu daje się rozpoznać po każdym ćwierćobrocie na podstawie maximum odbicia. Wytrawiono kwasem fluorowodorowym i solnym.

Jeżeli poprowadzimy prostopadłe w równych odstępach do powierzchni skręconego w ten sposób sześcianu, to połączą się one w powierzchnię, przypominającą kręte schody. Pierwotnie płaska powierzchnia sześcianu, pod wpływem skrętu, przekształca się we wstę-



Rys. 25.

Wielk. pr. nat.

Przekrój podłużny kryształu podanego na rys. 24; maxima odbicia płaszczyzn sześcianu wykazują takie samo uszeregowanie. Wytrawiono kwasem fluorowodorowym i solnym.

gę, jak to uwidoczniła rys. 26. Jeśli porównamy osiągnięty w ten sposób stopień skrętu sześcianu ze skrętem rzeczywistym, możemy ustalić zupełną zgodność liczb, jak to wynika z tabeli I. Doświadczenie to wykazuje przede wszystkim, że skręcony kryształ aluminium za-



Rys. 26. Model skręconej powierzchni sześcianu.

chowuje się w ten sposób, jak gdyby równocześnie ze skrętem zachodziło proporcjonalne zakłócenie siatki przestrzennej.

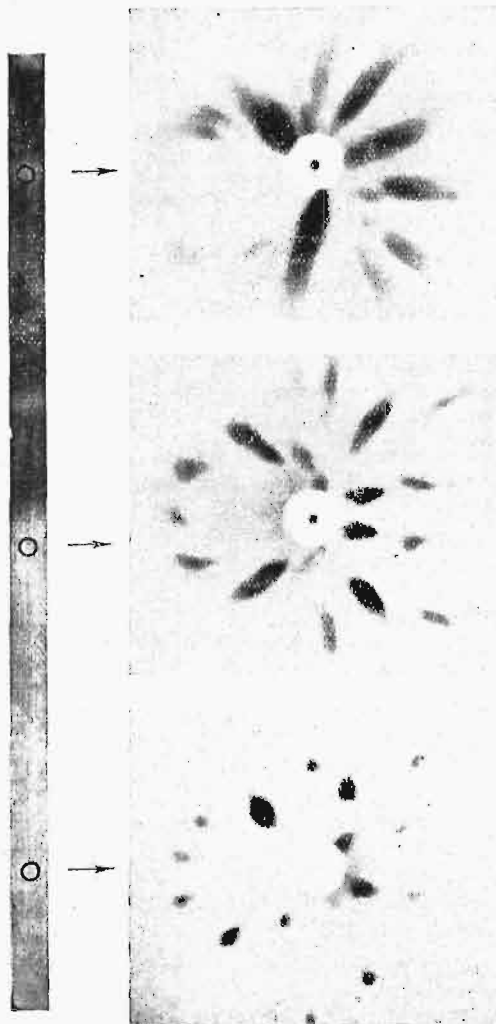
Tabela 1.

W ten sposób w odbiciu topowym mamy oczywisty środek, który pozwala śledzić dokładnie liczbowo zakłócenia siatki przestrzennej przy płynięciu kryształu. Można więc, z pewnym zastrzeżeniem, o którym będzie jeszcze mowa, użyć tego odbicia jako środka do ilościowego określenia stopnia odkształcenia.

Skręt rzecz. °	Skręt wedł. topometru °
0	5
45	50
90	92
135	135
180	180
225	220
270	280
315	315
360	360

Odkręcanie skręconego kryształu.

Jakkolwiek pouczające mogą być przytoczone przykłady, to jednak dowodzą one tylko tego, że kryształ plastyczny można tak przekształcić, iż osiąga się skręcenie jego całego we wszystkich punktach, czyli że każda cząstka kryształu w stosunku do innej jest obró-



Rys. 28.

Rys. 29.

Rys. 30.

Rys. 27. Jednokryształowy pręt aluminium. Środek — nieskręcony, część górna — skręcona o 360° , część dolna — skręcona o 360° , a następnie odkręcona z powrotem o taki sam kąt. Wytrawiono kwasem fluorowodorowym i solnym.

Rys. 28. Diagram Lauego z górnej części pręta rys. 27. Wybitny asteryzm występuje tu jako oznaka silnego przemieszczenia siatki przestrzennej.

Rys. 29. Diagram Lauego nieskręconej (środkowej) części. Wykazuje on lekkie odkształcenie, wywołane również w tej części pręta przez szczęki uchwytowe.

Rys. 30. Diagram Lauego dolnej, odkręconej z powrotem części; jest on podobny do diagramu kryształu nie poddanego odkształceniom, gdyż nastąpiły w pewnej mierze odwrotne zakłócenia siatki krystalicznej.

cona. Jeśli ktoś chce, mógłby wszakże dopatrywać się związku pomiędzy tem zjawiskiem a niedostrzegalnym już zresztą zmiażdżeniem i w ten sposób zjawisko tłumaczyć. Jednakowoż, mając dalszy materiał dowodowy, można się temu sprzeciwić. Dowód ten opiera się również przeważnie na wyznaczeniu odbicia topowego. Następujące przykłady mogą to wykazać.

Podany na rys. 27 kryształ aluminiowy (o początkowej orientacji — α stopni w kierunku Φ i γ stopni w kierunku R) został skręcony w sposób następujący. Górna część pręta została skręcona ściśle o 360° , środkowa pozostała nietknięta, zaś dolną część początkowo skręcono w jedną stronę również o 360° , a następnie odkręcono z powrotem do początkowego położenia.

Na przecie tym można było stwierdzić następujące godne uwagi fakty. Górna część pręta przedstawia typowy obraz odkształcenia skręconego pojedynczego kryształu. Obraz odkształcenia różni się jednak od obrazu na rys. 25, z powodu odmiennego kąta nachylenia osi głównych względem osi pręta. Część środkowa, również jak i koniec dolny, wykazują jednakowe odbicie, tylko intensywność odbicia dolnego końca jest mniejsza niż w części środkowej. Prócz tego, możemy dostrzec w dolnej części charakterystyczne pasy, które jeszcze omówimy później.

Rys. 32 wykazuje środkową część podobnego pręta w cokolwiek silniejszym powiększeniu, zaś rys. 29 przedstawia odpowiedni diagram Lauego. Diagram ten wykazuje wyraźnie zaznaczone punkty i układ ogólny, pochodzący z danej orientacji kryształu, zgodnie z zasadami röntgenometrii. Punkty odbicia są trochę wydłużone.

Rys. 28 przedstawia diagram Lauego ze skręconej górnej części próbki (rys. 27), którą uwidoczniono na rys. 31 cokolwiek powiększoną. Różnica między tym diagramem a diagramem nieskręconej części rzuca się od razu w oczy. Asteryzm jest wybitnie zaznaczony. Wiele promieni posiada postać śrubową i daje w pewnym stopniu zwierciadlane odbicie skręconych śrubowo płaszczyzn siatki. W ten sposób można rozpoznać w diagramie Lauego rodzaj naprężeń przy prostych odkształceniach i pod tym względem analiza röntgenograficzna mogłaby może liczyć jeszcze na dalszy wybitny rozwój. Jest również rzeczą zmienną, że obraz gwiazdy przedstawiony na rys. 28, wykazuje jeszcze bardziej wyraźną łączność z diagramem nieodkształcanego kryształu. Tylko punkty odbicia zatarły się w znacznym stopniu wydłużając się w promienie o określonych kierunkach.

Najbardziej jednak interesującym powinno być zbadanie zachowania się odkręconej z powrotem części pręta. Rys. 30 przedstawia właśnie diagram tej części pręta, a nadto jest ona również pokazana w powiększeniu na rys. 33. Największą tu niespodzianką jest to, że oczekiwany charakter gwiazdysty obrazu po odkręceniu zanikł zupełnie bez śladu.

Diagram zgadza się teraz prawie całkowicie z diagramem kryształu nie poddawane go naprężeniom. Jest on nawet dokładniej ukształtowany, niż obraz nie poddawanej naprężeniom części środkowej. Przyczyna jednak tej pozornej sprzeczności leży tylko



Rys. 31.

5-ne pow. linj.

Górny odcinek aluminiowego pręta jednokryształowego przedstawionego na rys. 27, w powiększeniu. Wytrawiono kwasem fluorowodorowym i solnym.



Rys. 32.

5-ne pow. linj.

Środkowy odcinek jednokryształowego pręta aluminiowego przedstawionego na rys. 27, w powiększeniu. Wytrawiono kwasem fluorowodorowym i solnym.



Rys. 33.

5-ne pow. linj.

Dolny odcinek pręta przedstawionego na rys. 27, w powiększeniu, wykazującym wybitnie zaznaczone kryształy bliźniacze, występujące regularnie przy odkręcaniu po skręceniu. Wytrawiono kwasem fluorowodorowym i solnym.



Rys. 34.

5-ne pow. linj.

Górny odcinek pręta przedstawionego na rys. 27 po wielogodzinnej rekrytalizacji w temp. 620°C . Wytrawiono kwasem fluorowodorowym i solnym.



Rys. 35.

5-ne pow. linj.

Środkowy, niepoddawany odkształceniom odcinek jednokryształowego pręta aluminiowego przedstawionego na rys. 27, wyżarzony w temp. 620°C . Rekrytalizacja nie nastąpiła. Wytrawiono kwasem fluorowodorowym i solnym.



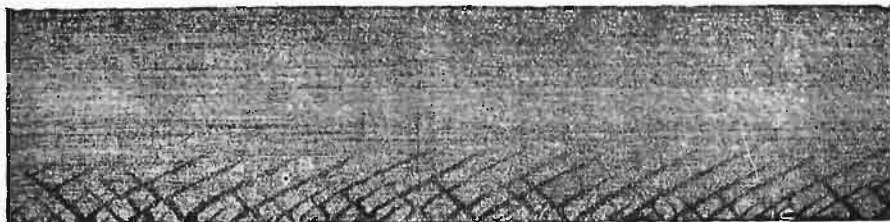
Rys. 36.

5-ne pow. linj.

Dolny koniec pręta przedstawionego na rys. 27, wyżarzony w temp. 620°C . Rekrytalizacja nastąpiła tylko w strefach, zawierających kryształy bliźniacze. Wytrawiono kwasem fluorowodorowym i solnym.

w sposobie prowadzenia badań. Zjawisko to przypisać należy działaniu szczęk uchwytowych, których wpływ ujawnia się przy małej długości uchwytu. Wpływ ten możemy wyeliminować przez staranne zamocowanie próbek.

Diagramy powyższe udowadniają więc ponownie, że o zmiażdżeniu kryształu nie może być mowy. Jednakowoż nie można też uważać zjawiska zakłóceń siatki przestrzennej za podstawową przyczynę wzmocnienia, tylko oczywiście inne jakieś nieodwracalne przemiany, idące łącznie z zakłóceniem siatki (kryształ bowiem, po powrocie do pierwotnej budowy siatki, wykazuje wciąż wzmocnienie). Autor sądzi, że podstawę do tego rodzaju hipotezy dał w swej teorii o chwiejnej spójności atomów¹⁾.



Rys. 37.

9-ne pow. linj.

Dolny odcinek pręta przedstawionego na rys. 27 z wybitnie zaznaczonymi pasami kryształów bliźniaczych; silniej powiększony. Wytrawiono kwasem fluorowodorowym i solnym.



Rys. 38.

5-ne pow. linj.

Kryształ glinu uwidoczniony na rys. 37, przy innym kącie podania światła. Wytrawiono kwasem fluorowodorowym i solnym.



Rys. 39.

5-ne pow. linj.

Pojedynczy kryształ aluminium trzykrotnie skręcony o 360° i następnie poddany rekryształizacji w temp. 620°C . Wytrawiono kwasem fluorowodorowym i solnym.

Byłoby teraz ciekawe zbadać, w jaki sposób dokonuje się rekryształizacja pręta przedstawionego na rys. 27. Rys. 34, 35 i 36 uwidoczniają właśnie ukształtowanie się budowy pręta po wielogodzinnej rekryształizacji w temperaturze 620° , przy czym rys. 34 przedstawia górną część pręta, skręconą o 360° , rys. 35 odpowiada odcinkowi pręta, nie poddanemu odkształceniu, zaś rys. 36 uwidocznia część pręta odkręconą z powrotem po skręceniu. Jest rzeczą godną uwagi, że znacz-

ną rekryształizację możemy dostrzec tylko w odcinku skręconym o 360° , natomiast w odkręconej z powrotem części pręta występuje ona w znacznie słabszym stopniu i to tylko po stronie, gdzie występują kryształy bliźniacze. W środkowej części, zjawisk rekryształizacji nie dostrzegamy. Uderza nas dalej to, że rekryształizacja doprowadziła do wytworzenia pasów śrubowych wzdłuż zewnętrznej powierzchni części pręta skręconego. Jest to właśnie dowodem różnorodnego zachowania się kryształu w różnych kierunkach osi. Pola rekryształizacji wykazują jeszcze wyraźne podobieństwo do początkowych figur odkształcenia, jak to łatwo da się rozpoznać na nieprzekryształizowanych jeszcze częściach przekroju.

Należy też zwrócić uwagę na to, że kryształy nowo wytworzone w pobliżu bliźniaczych w dolnej (odkręconej) części pręta, wykazują jednostajną orientację, która różni się zarówno od orientacji początkowej pręta, jak też od orientacji kryształów bliźniaczych, powstałych przy odkształceniu.

Prawidłowo ułożone strefy w dolnej połowie pręta zaliczyć należy do dość rzadkich zjawisk. Przy zmianie kąta padania światła o 90° , zauważymy prawidłowe obrócenie się obrazu odbicia topowego, jak to widzimy z rys. 37 i 38. Zgodnie z wynikami opisywanych badań, kryształy bliźniacze aluminium występują tylko przy odkręcaniu, a więc przy zmianie kierunku sił odkształcających. Przy zastosowaniu tego sposobu, możemy zawsze spowodować ich prawidłowe powstanie.

O ile skręt jest dostatecznie duży, to rekryształizacja następuje w całym przekroju, jak to widać z rys. 39, przedstawiającego pręt jednokryształowy, skręcony trzykrotnie o 360° . Kryształy tego rodzaju, mocno odkształcone przez skręcanie, wykazują także po powrotnym odkręcaniu podobną skłonność do rekryształizacji, jak kryształy skręcone tylko jednokrotnie. Jest to uwidocznione na rys. 40, wyobrażającym drugą połowę pojedynczego kryształu aluminium, przedstawionego na rys. 39. Gdy więc przy słabo odkształconych prętach jednokryształowych zachodzi pewna sprzeczność z zasadą rekryształizacji, to przy silniejszym odkształceniu stwierdzić można zupełną zgodność z tak zw. schematem rekryształizacji. Jeśli odkształcenie kryształu polega na jego rozciąganiu, to można również zastosować prawidłowy przebieg zjawisk rekryształizacji. Rys. 41 stwierdza to na przykładzie trzech rozciągniętych pojedynczych kryształów aluminium o różnej orientacji, które po rozciągnięciu poddano rekryształizacji. Zwężone części przekroju odpowiadają częściom stożków płynięcia.

A więc, całkiem ogólnie można zauważyć, że przy próbach rekryształizacji, dokonanych na pojedynczych kryształach, ziarna rekryształizowane występują stale w pewnej uprzywilejowanej orientacji, wyróżniają się przeto, w pewnej mierze, statystyczną anizotropowością. To uprzywilejowanie pewnej orientacji zaciera się jednak coraz bardziej, im dalej posuwa się proces rekryształizacji.

¹⁾ V. D. I. 1923, str. 512.



Rys. 40.

5-ne pow. linj.

Pojedynczy kryształ aluminium trzykrotnie skręcony o 360° , następnie odkręcony o taki sam kąt z powrotem i wreszcie poddany rekryształizacji w temp. 620°C .

Wielkość ziaren, stosownie do schematu rekryształizacji, jest mniejsza niż na próbce podanej na rys. 39. Wytrawiono kwasem fluorowodorowym i solnym.



Rys. 41.

3-ne pow. linj.

3 jednokryształowe pręty aluminiowe poddane próbom na rozciąganie (z widocznymi stożkami przewężenia), po rekryształizacji w temp. 620°C . Wielkość ziaren jest zgodna ze schematem rekryształizacji, mianowicie pozostaje w stosunku odwrotnym do wytrzymałości i wydłużenia. Wytrawiono kwasem fluorowodorowym i solnym.

zacji. Glocker dochodzi także do podobnych wyników na podstawie badań rentgenograficznych¹⁾. Tu jednak leży jeden z najważniejszych argumentów przeciwko danym przez Polanyi'ego i jego szkołę objaśnieniom osiągniętych przez nich wyników. Małutkie ziarenka rekryształizacyjne, o wymiarach leżących daleko poza granicą dostrzegalności mikroskopowej, mylą obrazy procesów płynności, wykazując przebiegi, które nie pozostają w żadnym związku z rzeczywistym procesem płynności, są natomiast raczej typowymi oznakami rozpoczynającego się już przebiegu rekryształizacji. W granicach zdobytego materiału doświadczalnego, możemy twierdzić, że zależność kierunku osi od kierunku odkształcenia, ustalona przez Polanyi'ego i jego zwolenników, wydaje się taką samą, jaką można stwierdzić przy najprostszej rekryształizacji. Statystyczna ocena zależności, zachodzących między kierunkiem odkształcenia i wypadkową orientacji pojedynczych kryształów, uzyskanych drogą rekryształizacji, wykazuje wybitną przewagę prostopadłych dwunastościanu, to znaczy kierunek najbardziej plastyczności. Przykład ten wyjaśniałby, jaką rolę doradcą przypisywać wciąż jeszcze musimy metalografii.

(d. n.)

¹⁾ Z. f. Metallkunde, 1924, str. 377.

PRZEGLĄD TECHNICZNY

TYGODNIK POŚWIĘCONY SPRAWOM TECHNIKI I PRZEMYSŁU.

TREŚĆ:

Metalografja a badania fizyczne (dok.), nap. J. Czochoński, inż.
Koszt własny i jego zależność od czasu i wydajności (dok.), nap. prof. E. Hauswald.
Automaty typu „Cleveland”, nap. J. O.
Kanał Gdańsk — Galac, nap. J. D. Popowici, inż.
Przegląd pism.
Kronika.
Bibliografja.
Wiadomości Polskiego Komitetu Normalizacyjnego.

SOMMAIRE:

Relations entre la métallographie et les recherches physiques (suite et fin), par J. Czochoński, ing.
Prix de revient et sa dépendance du temps d'usage et d'activité, par E. Hauswald, prof.
Tours automatiques, type „Cleveland”, par J. O.
Le Canal Danzig — Galatz, par J. D. Popowici, ing.
Revue documentaire.
Bibliographie.
Divers.
Comptes-rendus du Comité Polonais de Standardisation.

Metalografja a badania fizyczne.¹⁾

Napisał Jan Czochoński, Frankfurt n/M.

Zmiana rozwartości kątów osiowych.

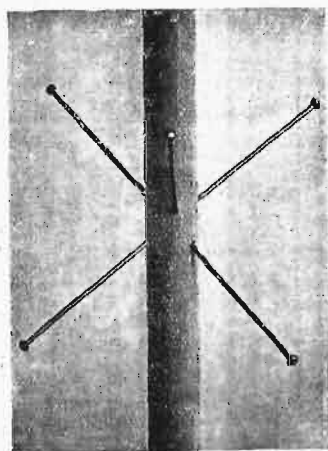
Lecz nawet te wyniki badań nie mogłyby jeszcze usunąć wszelkich podstaw do spekulatywnego doszukiwania się innych objaśnień zachodzących tu zjawisk. Rozpatrzmy więc inne jeszcze objawy.

O ile wszystkie przytoczone wyżej wyjaśnienia krystalograficzne są słuszne, to kąty osiowe kryształów, odkształconych w ten sposób, powinnyby wybitnie się zmieniać. Łańcuch jednak dowodów mógłby może do-

Rys. 42 uwidocznia pojedynczy kryształ aluminium, w którym jest wykazane położenie skrzyżowanych osi. Po próbie rozciągania można było stwierdzić przechylenie osi głównych w kierunku Φ_{11} o 7° , w kierunku zaś R_{10} o 12° (rys. 43). W innym pojedynczym kryształ aluminium osiągnięto kąty przechylenia 20 i 30° . W tabeli 2 mamy zestawiony szereg odpo-

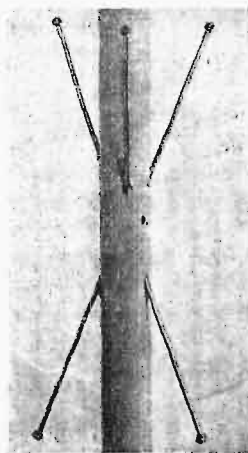
TABELA 2.

Pręt	Wydłużenie %	Kąty układu osi α
I	30	83/82,80
II	50	80/70/68
III	w stożku przewężenia	do 60



Rys. 42.

Pojedynczy kryształ aluminium z zaznaczonymi osiami krystalicznymi.



Rys. 43.

Kryształ podany na rys. 42 wykazuje po odkształceniu znaczne zmiany rozwartości kątów osiowych.

piero wówczas zostać zamknięty, gdyby się udało wyznaczyć te zmiany liczbowo. Otóż metoda topometryczna daje teraz istotnie możliwość zdobycia tego ostatniego dowodu.

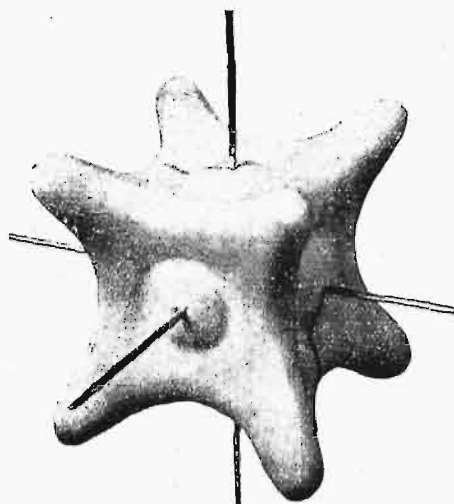
wiednich danych liczbowych. Wielka ilość pomiarów specjalnych pozwala uznać za wiarogodne, że przy swobodnem rozciąganiu nie może być osiągnięte przechylenie osi głównych większe ponad 45° , w granicach zachowania spójności kryształu. Wyniki tych badań świadczą niezbicie o prawidłowych i głęboko sięgających zakłóceniach siatki przestrzennej, a nawet dają możliwość ilościowego ujęcia tych zakłóceń. Niewątpliwie więc dalsze prace nad rozważaniami zagadnieniami nabiorą jeszcze większego znaczenia, zarówno pod względem technologicznym, jak naukowym. z chwilą gdy rodzaj i rozmiar zakłóceń będzie można wyznaczyć dokładnie liczbowo.

VI. PRZESTRZENNE PRZEDSTAWIENIE WŁASNOŚCI MECHANICZNYCH.

Dotychczas znaliśmy zaledwie kilka wartości liczbowych, ujmujących rzeczywiste własności fizyczne kryształów metali. Nawet pomiary dokonane w ostatnich czasach dotyczą tylko odosobnionych, poszczególnych wartości w tym lub owym, nieokreślonym krytalograficznie kierunku. Wszelkierne zaś poglądy

¹⁾ Dokończenie do str. 105, w № 7 r. b.

na właściwości fizyczne kryształów metalowych mogliśmy dopiero wówczas uzyskać, gdyby się udało przedstawić własności fizyczne na modelach, w zależności od orientacji kryształów, podobnie jak tego dokonał W. Voigt dla minerałów. Rozwiązanie tego zagadnienia powinno przytem zbliżyć całokształt poruszanych przez nas kwestji do zakresu myśli w dziedzinie nauk ścisłych. Autor tedy usiłował dać tego rodzaju zupełne wyobrażenie o własnościach fizycznych, najpierw na kryształach miedzi. Zagadnienie to udało się rozwiązać w pierwszym przybliżeniu i, jak wykazemy niżej, wyniki w wielu wypadkach były zaskakujące.



Rys. 44.

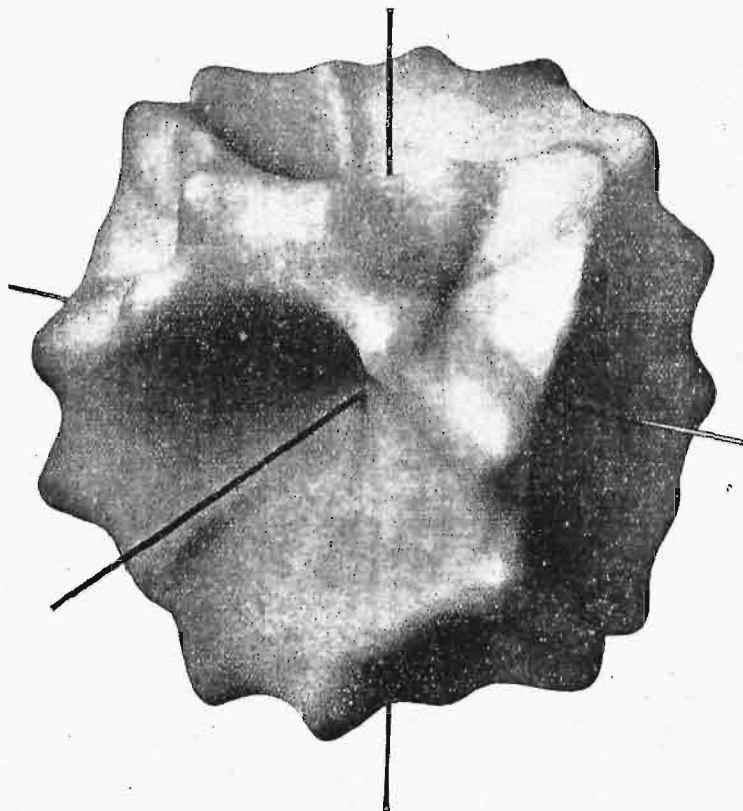
Model wytrzymałości kryształu miedzi.

Na rys. 44 mamy całkowity model przestrzenny wytrzymałości kryształu. Jak wiadomo, miedź krystalizuje się w układzie regularnym. Osie więc zasadnicze modelu odpowiadają trzem kierunkom osi głównych układu regularnego. Przyglądając się rysunkowi, dostrzegamy przede wszystkim znaczne różnice wytrzymałości w różnych kierunkach osiowych modelu. Największa wytrzymałość przypada w kierunku prostopadłym do ścianek ośmiościanu, zaś najmniejsza — w kierunku prostopadłym do ścianek sześciastanu i w pewnym obszarze dokoła tego kierunku. Natomiast prostopadłe do ścianek dwunastościanu odznaczają się średnimi wartościami wytrzymałości.

Rys. 45 wyobraża przestrzenny model równomiernego wydłużenia. Widzimy, że i w tym modelu zachodzą wielkie różnice wartości wydłużeń w różnych kierunkach krystalograficznych. Zgodnie z modelem wytrzymałości, kierunki najmniejszego wydłużenia są zgodne z kierunkami najmniejszej wytrzymałości. Średnie zaś wartości wydłużenia wypadają w kierunkach największej wytrzymałości, czyli prostopadłych do ścianek ośmiościanu; wreszcie największe wydłużenia odpowiadają średnim wartościom wytrzymałości (w kierunkach prostopadłych do ścianek dwunastościanu).

Jakież zatem wnioski wyciągnąć można z przedstawionego na rysunku modelu? Otóż praktycznie oznacza to, że można przez odpowiedni podział wielkiego kryształu miedzi otrzymać materiały o różnych właściwościach. Próbkę wziętą w kierunku prostopadłym do ścianek sześciastanu wykazywałaby (porównaj tab. 3) wytrzymałość $14,6 \text{ kg/mm}^2$ (największe na-

prężenie przy rozrywaniu) i jednostajne wydłużenie 10%. Podobna próbka z kierunku prostopadłej do ścianki ośmiościanu wykazywałaby obok bardzo wysokiej wytrzymałości 35 kg/mm^2 , wydłużenie równe 33%. Największą niespodzianką jest tu może to, że najmniejsze wartości wytrzymałości występują naogół obok najmniejszego wydłużenia, jakkolwiek według zwykłych pojęć można byłoby oczekiwać wręcz przeciwnego objawu. Przy badaniach próbek polikrystalicznych



Rys. 45.

Model wydłużeń kryształu miedzi.

nych, wytrzymałość pozostaje istotnie *stała* w stosunku odwrotnym do wydłużenia. Natomiast kierunki max. wytrzymałości nie odznaczają się tu max. wydłużeniem, lecz tylko średnim, mianowicie wytrzymałość 35 kg/mm^2 odpowiada 33% wydłużenia. Odwrotnie, max. wydłużenia odpowiadają średnim wartościom wytrzymałości, mianowicie, uzyskuje się 50/50/55% wydłużenia przy 20/23/25 kg/mm^2 wytrzymałości.

Nowym nadto wynikiem jest przede wszystkim minimalna wartość wytrzymałości, równa $12,9 \text{ kg/mm}^2$, którą poraz pierwszy zaobserwowaliśmy dla miedzi. Również wydłużenie równe 10% dla miękkiej miedzi jest zjawiskiem zupełnie niezwykłym, po raz pierwszy zaobserwowanym.

Gdyby tak przedtem powiedziano technologowi, jakie są najmniejsze wartości wytrzymałości i wydłużenia, i zaznaczono, że wydłużenie i wytrzymałość miedzi może jednocześnie się zmniejszać lub wzrastać, to niewątpliwie wzbudziłoby to wielkie zdziwienie. Panował bowiem dotąd powszechnie pogląd, że zmięczona drogą wyżarzenia miedź powinna mieć najmniejszą wytrzymałość 20 kg/mm^2 , przy wydłużeniu od około 50 do 60%, oraz że wysoka wytrzymałość może być uzyskana jedynie kosztem ciągliwości i odwrotnie.

T A B E L A 3.

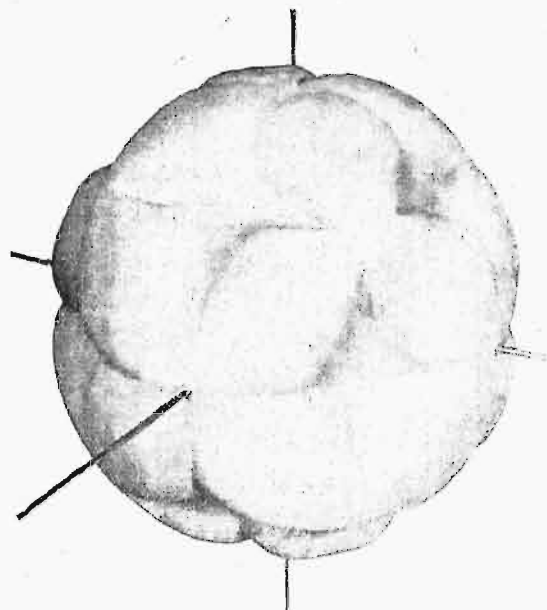
Oznaczenie próbek.	Orientacja paska krystalicznego w stosunku do kierunku rozciągania.	Wyniki badań próbek krystalicznych nie odkształczanych					Wyniki badań próbek krystalicznych po zgnioście na zimno.			
		1 Wymiary próbki (wymiary linjowe) mm.	2 Wytrzymałość na rozciąganie kg/mm ²	3 Równomierne wydłużenie %	4 Twardość (Brinnella) kg/mm ²	5 Zmniejszenie grubości przy walcowaniu mm	6 Wymiary próbki mm	7 Wytrzymałość na rozciąganie kg/mm ²	8 Wydłużenie %	
1	Prostopadły do ścianki dwunastościanu. (Prostopadły do 110 i równoległy do 110).	1,5×2,00×10	20,15	50	37,2	1,46/ _{0,15}	0,15×3,60×30	34,0	< 1	
2	W pasie od ścianki sześciastokątnego dwunastościanu, nachylenie do prostopadłej sześciastokątnej pod kątem 22½°. (Nachylony pod kątem 22½° do prostopadłej na pow. 001, w pasie od 001 ku 100, naprzeciwko 101 i równoległy do 010).	1,44×2,00×10	12,9	20	37,5	1,44/ _{0,175}	0,175×3,0×30	36,2	< 1	
3	Prostopadły do płaszczyzny ośmiościanu. (Nachylony pod kątem 35° do prostopadłej na pow. 110, w pasie od 001 ku 001, przeciwko 001, równoległy do 110, również prostopadły do 111).	1,46×2,00×10	35,0	33	35,0	1,36/ _{0,12}	0,12×4,25×30	39,6	< 1	
4	W pasie od ścianki dwunastościanu ku ściance ośmiościanu, nachylenie do prostopadłej dwunastościanu 18°. (Nachylony pod kątem 18° do prostopadłej 110 w pasie od 110 ku 001, naprzeciwko 111).	1,47×2,00×10	24,4	55	—	1,44/ _{0,13}	0 13×3,7×30	34,0	< 1	
5	W pasie od ścianki sześciastokątnego dwunastościanu, nachylenie do ścianki sześciastokątnej 25°. (Nachylony pod kątem 25° do prostopadłej 001 w pasie 110 ku 001, naprzeciwko 111 i równoległy do 110).	1,49×2,00×7,0	22,6	50	35 5	1,49/ _{0,25}	0,25×3,2×30	39,5	< 1	
6	Prostopadły do ścianki sześciastokątnego dwunastościanu. (Prostopadły do 001 i równoległy do 010).	1,49×1,98×10	14,6	10	38,3	1,49/ _{0,15}	0,15×3,9×30	36,8	< 1	

Dotychczas wyjaśniliśmy tylko zmiany własności fizycznych przy naprężeniach pozasprężystych, powstających przy próbach na *rozciąganie*. Przy tego rodzaju naprężeniach, zmiany własności zachodzą tylko w pewnych wąskich granicach. Natomiast zmiany tych własności mogą wybiegać daleko poza te granice przy naprężeniach mniej lub więcej znacznych, jakie zdarzają się przy obróbce warsztatowej, np. w druciarce lub wal-

carce. Tego rodzaju obróbka narzuca do pewnego stopnia większą wytrzymałość metalom. Przyrost wytrzymałości osiągnięty w ten sposób nazywany jest powszechnie „wzmocnieniem” (niem.: Verfestigung).

Rys. 46 uwidocznia wpływ, jaki wywiera taka obróbka na własności kryształów miedzi w różnych kierunkach osi krystalograficznych. Wklęsłości na pierwotnych powierzchniach sześciastokąta (rys. 44) zupełnie

znikły i zamieniły się na kulistą prawie powierzchnię. Pierwotne krawędzie dwunastościanu są jeszcze zaznaczone przez słabe wgłębienia. Najbardziej występujące części powierzchni modelu wychodzą nieco poza poprzednią największą granicę wytrzymałości. Model wydłużenia byłoby trudno przedstawić w tej samej skali co model wytrzymałości po wzmocnieniu, gdyż wydłużenia są wówczas zbyt małe. Gdybyśmy go chcieli przedstawić, to musielibyśmy nadać mu średni-



Rys. 46.

Model wzmocnienia kryształu miedzi.

ce 1 mm. W ten sposób wzmocnione ciało krystaliczne zachowuje się więc przy rozrywaniu niemal zupełnie tak samo, jak ciało izotropowe. Jego wytrzymałość, praktycznie biorąc, jest we wszystkich kierunkach kryształu jednakowa, zaś jego ciągliwość zanika. Ciało to zatraciło więc prawie zupełnie własności mechaniczne ciała krystalicznego i jego zachowanie się upodabnia się więcej do ciała izotropowego, niż do kryształu.

Sprzeczność zjawisk zaobserwowanych z hipoteza translacji.

Jakież więc wnioski z doświadczeń powyższych wyprowadzić można o zachowaniu się metali przy odkształceniach pozasprężystych? Przedewszystkiem tedy wynika z nich ważny wniosek, że zjawiska te stoją najoczywiściej w sprzeczności z hipotezą translacji. Hipoteza ta, jak wiadomo, celem wyjaśnienia wewnętrznych zjawisk płynności, przypisuje kryształom zdolność wytwarzania płaszczyzn poślizgu (uskoku). Według badań Mügge'go i innych, płaszczyzny poślizgu występują w miedzi równoległe do ścianek ośmiościanu i zachodzi to najłatwiej, gdy siły zewnętrzne są równoległe do boków tych ścianek. Zgodnie z tem twierdzeniem, powinnyby wówczas występować największe wydłużenia w tych kierunkach, w których położenie płaszczyzn najbardziej zbliżałoby się do pochylenia pod kątem 45° .¹⁾ Żądaniu temu przedewszystkiem czynią zadość próbki wzięte w kierunkach osi głównych. Tymczasem, jak

widzimy z wyników podanych wyżej badań, kierunki te odznaczają się właśnie najmniejszymi wartościami wydłużenia. Natomiast w kierunkach mniejszej i nawet najmniejszej możliwości tworzenia się płaszczyzn poślizgu, czyli w kierunkach prostopadłych do ścianek ośmiościanu i dwunastościanu, występują największe wartości wydłużenia. Jest więc to zupełnie sprzeczne z tą teorią. Wbrew bowiem głoszonemu przez nią poglądom, największe wydłużenie występuje w miedzi w tych kierunkach, w których możliwość tworzenia się płaszczyzn poślizgu jest najmniejsza.

Ażeby móc głębiej wniknąć w istotę zjawiska płynności, musimy się przedewszystkiem uwolnić od pojęcia widzialnych płaszczyzn poślizgu i dla wyjaśnienia rozważanych zjawisk, rozpatrzyć je z innego punktu widzenia. Tym punktem może być prawo przesuwu. W zakresie mechaniki technologicznej, zjawiska przesuwu są tak przedstawiane, jakgdyby odkształcenia plastyczne zachodziły również wzdłuż płaszczyzn poślizgu. Płaszczyzny te nie mają jednak nic wspólnego ani z płaszczyznami translacji, ani z płaszczyznami bliźniaczymi, ani wreszcie z jakimikolwiek płaszczyznami krystalograficznymi. Są one wyłącznie płaszczyznami wyobraźniami i mają wartość tylko doświadczenia myślowego; jednakże istnienia ich nie można poddawać w wątpliwość przy odkształceniach plastycznych. Z reguły przechodzą one mniej więcej pod kątem 45° do kierunku sił zewnętrznych, t. zn. pod kątem, pod którym występują zawsze pierwsze trwałe przesunięcia tworzywa, jeśli nie mają być uwzględniane wpływy własności wektorowych. Co się tyczy przebiegu zjawisk przesuwu w kryształach, to o nich dotychczas wiadano bardzo niewiele, lub nawet nic nie wiadano.

Rozpatrując wartości liczbowe, które nam daje model wydłużeń przedstawiony na rys. 45, obrazujący wartości liczbowe wydłużeń kryształu miedzi w różnych kierunkach, i biorąc pod uwagę, że kierunki największych wydłużeń są zgodne z kierunkami największych odkształceń plastycznych, dochodzimy do wniosku, że w tych właśnie kierunkach najprędzej możemy oczekiwać występowania mechanicznych płaszczyzn poślizgu (urojonych). Łatwo zaobserwować, że kierunek ten jest dla nich najdogodniejszy w próbkach rozciąganych, wziętych prostopadle do ścianki dwunastościanu i w pobliżu jej — ku ściance ośmiościanu; mniej dogodnym jest on w próbkach o kierunku w granicach od 25° względem prostopadłej sześciannu do ścianki ośmiościanu. W kierunku prostopadłym do ścianki ośmiościanu, w którym występuje mniejsza plastyczność, mechaniczne płaszczyzny przesuwu przybierać już muszą mniej dogodne położenie, zaś zupełnie niedogodne położenie ich wypada w kierunku prostopadłym do powierzchni sześciannu. Stąd łatwo wywnioskować, że płaszczyzny w których wystąpiły pierwsze trwałe przesuwu materiału powinny tworzyć kąt około 45° z kierunkiem największych wydłużeń. Oczywiście, w granicach kąta około 30° wokoło tego kierunku przebiega cały szereg płaszczyzn o prawie jednakowo dogodnej orientacji. Ogólnie zbliżają się one mniej lub więcej do powierzchni sześciannu. Zestawiając kierunki tych płaszczyzn mechanicznego przesuwu z krystalograficznymi kierunkami poślizgu, uzyskujemy tabelę 4, przedstawiającą położenia tych płaszczyzn w zbadanych prętach krystalicznych. Pierwszy szereg liczb nie wykazuje żadnego ustosunkowania pomiędzy wydłużeniem a położeniem krystalograficznych płaszczyzn poślizgu. Szereg dowolnie się za-

¹⁾ Czochrański, V. D. I. 1923. S. 534.

TABELA 4.

Oznaczenie próbek	Orientacja paska krystalicznego w stosunku do kierunku rozciągania	Kąt między domniemanymi krystalograficznymi płaszczyznami poślizgu (płaszczyzny hamowania H) a kierunkiem rozciągania	Kąt między płaszczyznami płynności F a kierunkiem rozciągania	Równomierne wydłużenie %
1	Prostopadły do ścianki dwunastościanu	55° (2 układy) 0° (2 ")	45° (2 układy) 0° (1 układ)	50
2	W pasie od powierzchni sześcianu ku pow. dwunastościanu, nachylenie do prostopadłej sześcianu $22\frac{1}{2}^\circ$	18° (2 układy) 48° (2 ")	$67\frac{1}{2}^\circ$ (1 układ) $22\frac{1}{2}^\circ$ (1 ") 0° (1 ")	20
3	Prostopadły do ścianki ośmiościanu	90° (1 układ) 20° (3 układy)	35° (3 układy)	33
4	W pasie od ścianki dwunastościanu ku ściance ośmiościanu, nachylenie do prostopadłej dwunastościanu 18°	10° (2 układy) 37° (1 układ) 73° (1 ")	42° (2 układy) 18° (1 układ)	55
5	W pasie od ścianki sześcianu ku ściance ośmiościanu, nachylenie do ścianki sześcianu 25°	10° (1 układ) 30° (2 układy) 60° (1 układ)	65° (1 układ) 18° (2 układy)	50
6	Prostopadły do ścianki sześcianu	$35\frac{1}{4}^\circ$ (4 układy)	0° (1 układ) 90° (2 układy)	10

hamuje. Widać tylko poprostu, że wydłużenie jest tem mniejsze, im pomyślniejsze jest położenie płaszczyzn poślizgu w stosunku do kierunku rozciągania, to znaczy im bardziej zbliżają się one do kąta 45° z kierunkiem rozciągania. Zupełnie inny obraz dają położenia płaszczyzn mechanicznych przesuwu. Dane liczbowe drugiego szeregu próbek wykazują prawidłową zależność od wydłużenia. Wydłużenie jest tem większe, im bliżej 45° jest kąt między mechanicznymi płaszczyznami przesuwu a kierunkiem rozciągania. Jeżeli porównamy próbki 3 i 6, to zauważymy, że wydłużenie próbki w kierunku ścianki ośmiościanu jest nieco za małe.

O ile wyniki tych rozważań przemawiają na korzyść mechanicznych płaszczyzn przesuwu, o tyle wykazują one nieistotność domniemyanych krystalograficznych płaszczyzn poślizgu przy zjawisku płynności. Nasuwa się przeto pytanie, jakie stanowisko zająć mogą krystalograficzne płaszczyzny poślizgu (płaszczyzny translacji) obok mechanicznych płaszczyzn przesuwu, gdyż dzięki ich pewnym cechom dały się już one niewątpliwie poznać jako płaszczyzny wyróżnione.

Według danych powyższych, wybitne odkształcenia plastyczne w kierunku krystalograficznych płaszczyzn poślizgu nie zachodzą wogóle wcale, lub zachodzą w stopniu tem mniejszym, im korzystniej leżą te płaszczyzny w stosunku do układu sił. Przeciwnie, plastyczność występuje w tem silniejszym stopniu, im bardziej płaszczyzny poślizgu oddalają się od tego położenia.

A więc z konieczności dochodzimy do tego wniosku, że krystalograficzne płaszczyzny poślizgu bynajmniej poślizgom nie sprzyjają, lecz wręcz przeciwnie, hamują je w najwyższym stopniu. Są one więc

przeciwieństwem tego, co zwykło się uważać za jedną z istotnych ich własności, będąc nie płaszczyznami poślizgu, lecz „płaszczyznami hamowania“. Ich określenie jako „płaszczyzn hamowania“ umożliwia dopiero właściwe ujęcie przebiegu płynności. Prawdopodobnie te płaszczyzny hamowania odpowiadają w zupełności płaszczyznom łupliwości, o których mówi mineralogia. W kryształach plastycznych kształtowanie się ich utrudnia wpływ płaszczyzn płynności (F). Skłonność cząsteczek do przesuwania się jest najmniejsza w kierunku krystalograficznych płaszczyzn poślizgów, zaś największa w kierunku płaszczyzn płynności (F). Przesuwalność płaszczyzn siatki przestrzennej jest więc najmniejsza w kierunku równoległym do ścianek ośmiościanu, natomiast największa — równoległe do ścianek sześcianu.

Zgodność z założeniami hipotezy przemieszczeń.

Analiza modelu wydłużeń, przy uwzględnieniu kierunku najwydatniejszej płynności, prowadzi najwiśdziej do wniosku, że płaszczyzny te mniej lub więcej zlewają się z płaszczyznami sześcianu. W granicach jednak kąta (rozproszenia) ok. 30° przebiega ponadto cały szereg płaszczyzn o jednakowo prawie dogodnej orientacji. Gdyby położenie płaszczyzn poślizgu odpowiadało dokładnie płaszczyznom sześcianu, to już przez to samo zjawiska płynności w kryształach byłyby wyjaśnione dostatecznie. Wskutek jednak dużego obszaru rozproszenia właściwego tym płaszczyznom, musiałyby występować całe szeregi układów płaszczyzn płynności. Zatem doszłoby się wówczas do zupełnie niejasnych wyników. Całkowite wyjaśnienie

zjawiska płynności przy pomocy płaszczyzn poślizgu jest dlatego wogóle niemożliwe.

Dla uproszczenia wszakże można w pierwszym przybliżeniu uważać płaszczyzny sześcianu za płaszczyzny poślizgów i wtedy dochodzi się do pewnej prawidłowości w poglądzie na położenie płaszczyzn największej (najłatwiejszej) płynności przy odkształceniach pozasprężystych.

Założenie ściśle wyznaczonych układów płaszczyzn płynności wyklucza się też samo przez się na podstawie geometrii modelu wydłużeń.

Dochodzi się raczej do nieograniczonej różnorodności tych płaszczyzn, które mogą przybierać prawie każde położenie w stosunku do zasadniczych płaszczyzn krystalograficznych (sześciannu, ośmiościanu, dwunastościanu, płaszczyzn łupliwości i t. p.); jakkolwiek bowiem mogą te płaszczyzny występować wydatniej w pewnych tylko kierunkach krystalograficznych, to jednak z dużymi odchyleniami w obie strony (rozproszenie). Przy odkształcaniu — płaszczyzny płynności zmieniają swój kierunek, w stosunku do kierunku sił, w zależności od orientacji; z tego powodu, jedni badacze przypuszczali, że należy im przypisać ten, zaś inni — inny kierunek względem podstawowych płaszczyzn krystalograficznych. Dane z literatury dotyczącej tego zagadnienia wykazują rażące sprzeczności. Pojęcie jednak gromadnie występujących zmiennych płaszczyzn płynności, doprowadza natychmiast do wniosku, że przy zjawiskach płynności metali, należących do układu regularnego, jak miedzi i aluminium, odgrywają główną rolę nie tyle racjonalne zależności krystalograficzne, co raczej *geometryczne zależności sił* (zależności pomiędzy budową geometryczną siatki a siłami na jej elementy działającymi); inaczej mówiąc, zachowanie się punktu materialnego (atomu) jest zależne od położenia punktów sąsiednich. Na podstawie tego rozważania, można dojść do bardzo prostych elementów przesuwu dla głównych kierunków krystalograficznych, mianowicie dla prostopadłej sześciannu otrzymamy regularny ośmiościan, dla prostopadłej dwunastościanu — spłaszczoną czworokątną dwupiramidę, wreszcie dla prostopadłej ośmiościanu — regularny czworościan.

Jakkolwiek każdy z tych elementów przesuwu opiera się na innym, to jednak mechanicznie nie są one równoznaczne. Połączenia atomów przebiegają w pierwszym wypadku wszystkie pod kątem 45° , w drugim — pod kątem 45° i 60° , zaś przy czworoscianie — pod kątem 30° . Gdy ciało podamy naprężeniom przesuwającym, to ten kąt nachylenia od jednej cząsteczki materialnej do drugiej jest miarodajny dla całego przebiegu. Najdogodniejszy kierunek przesuwów jest zarazem kierunkiem mniejszej gęstości atomów. Z tego wynikają zupełnie nowe poglądy.

A więc przebiegi odkształceń plastycznych muszą w najprostszym wypadku pozostawać w zależności od tych kątów. Ponieważ jednak o zachowaniu się układu cząsteczek materialnych decyduje zespół poszczególnych elementów, to prosta ta zasada nie znajduje praktycznego zastosowania; zachowanie się takiego układu jest raczej uzależnione od wynikowej sił składowych. Ta ostatnia może być wyprowadzona matematycznie, jednak bezpośrednio uzyskuje się ją z kształtu modelu wydłużeń. Jeżeli poprzecinamy części symetryczne takiego modelu powierzchniami równooddalonymi od środka modelu, to na powierzchni modelu otrzymamy warstwicę jednakowego wydłużenia. Wydłużenie znajduje się w odwrotnym stosunku do tarcia wewnątrz-

nego, zaś tarcie to jest uzależnione od położenia płaszczyzn płynności. Każdorazowe położenie płaszczyzn płynności i tarcie wewnętrzne pozostają względem siebie w jednakowym stosunku. Chcąc zbadać położenie płaszczyzn poślizgu, musimy na podstawie danego wydłużenia (w danym kierunku kryształu) obliczyć odpowiednią wartość tarcia wewnętrznego, aby móc z tej liczby wyznaczyć położenie płaszczyzn płynności. Gdzieindziej już wykazałem¹⁾, jak można wyznaczyć na podstawie tych rozważań przesuw właściwy i tarcie wewnętrzne oraz — zapomocą tych wartości — t. zw. krzywe płynności.

A zatem zjawiska płynności stoją w sprzeczności ze wszystkimi próbami wyjaśnień krystalograficznych, natomiast wydają się tylko wtedy zrozumiałe, jeżeli za ich podstawę weźmie się zakłócenia prawidłowej budowy siatki przestrzennej. Opierając się na obfitym materiale dowodowym, pogląd ten od dłuższego już czasu był ujęty wyraźnie w hipotezie przemieszczeń atomowych. Hipotezę tę potwierdzają wybitnie przedewszystkiem obrazy odbicia, swoiste zjawiska przekształceń, sprzeczności objawów odkształceń w stosunku do krystalograficznych płaszczyzn poślizgu, wreszcie wzajemny stosunek własności fizycznych, poglądowo wykazywany zapomocą modelu. Zależności ujawniające się między własnościami fizycznymi a budową geometryczną siatki przestrzennej zdają się szczególnie dobrze wyjaśniać zjawiska przekształceń siatki przestrzennej. Zdają się one przemawiać za tem, że atomy przemieszczają się zwolna w ten sposób, iż odległości między punktami siatki przestrzennej mniej lub więcej znacznie się wyrównywiają. Dzięki temu, pierwotna symetria siatki płaskiej i siatki przestrzennej ulega zakłóceniu. Istotę więc płynności i wzmocnienia możnaby przypisać do pewnego stopnia wyrównaniu odległości atomów, być może w luźnym związku z t. zw. największym stłoczeniem kul (niem.: dichteste Kugelpackung).

Takiemu ujęciu zjawiska nie przeczą też, jak się zdaje, badania roentgenograficzne.

Pierwsze badania przeprowadzone zapomocą metody Scherrer-Debye'a wywołały przełom w objaśnieniu tego zagadnienia. Możliwość bowiem zakłóceń siatki przestrzennej zdawała się, według wyników tych badań, rzeczą niemal wykluczoną. Zwolna wszakże następował wyraźny zwrot w poglądach wyjaśniających te wyniki. Ten punkt widzenia podziela także Gross, mimo wielu zastrzeżeń²⁾. Dochodzi on do następującego wniosku: „Niema żadnej możliwości uzasadnienia okrężnego wahania się osi (przy próbie zginania pojedynczego kryształu) na podstawie jakichkolwiek równoległych przesuwów. Należy uważać to za główny punkt wyjścia wszystkich badań zjawisk przemieszczenia“.

Musimy się więc mutatis mutandis zgodzić z możliwością przemieszczeń w siatce przestrzennej, przy czem nie zmienia tu nic przygodne poglądy, oświadczające się za zachowaniem niezmienności siatki krystalicznej. Zjawiska te, mające dla rozwoju pojęć o wewnętrznych przebiegach odkształceń plastycznych ogromne znaczenie, nie powinny być w przyszłości oceniane na podstawie rozważań czysto teoretycznych, lecz potrzeba je śledzić naukowo, z całą należą im uwagą, korzystając z tego, że hipoteza przemieszczeń

¹⁾ Czochrański, Moderne Metallkunde, 1924, str. 241. Nakład J. Springera w Berlinie.

²⁾ Z. Metallkunde, 1924, str. 18.

atomowych otwiera tu nowe drogi dla owocnej pracy badawczej.

Dziś już nie może ulegać żadnej wątpliwości, że Polanyi i jego zwolennicy obrali zupełnie uboczne zjawisko za punkt wyjścia dla swej hipotezy, nie uwzględniając wcale całokształtu zjawiska. Przyszłe badania ujawnią to w większym jeszcze stopniu.

Reasumując powyższe rozważania, możemy wystawić przeciwko hipotezie translacji, a tem samem przeciwko założeniu równoległości przesuwów, argumenty następujące:

- 1) badania mikroskopowe nie pozwalają stwierdzić żadnych zmięddeń krystalicznych;
- 2) występowanie obrazów trawienia dowodzi, że wielkość zmiędzonych cząsteczek, jeśliby one się ukazywały, musi być ograniczona;
- 3) wybitny asteryzm diagramów Lauego;
- 4) charakter obrazów odkształceń plastycznych, jako analogja płynięcia;
- 5) udowodniona nierzeczywistość płaszczyzn poślizgu;

6) izotropowość kryształów wzmocnionych do najwyższego stopnia;

7) Osłabienie, wzgl. zanikanie odbicia przemieszczonego, przy odkształceniach pozasprężystych, z jednej strony, a jego niezniszczalność drugiej;

8) zdolność powrotu siatki przestrzennej do poprzedniej budowy przy odkształceniu wstecznem;

9) zgodność stopnia skrętu płaszczyzn siatki z rzeczywistym stopniem skrętu i, — jako główny argument,

10) zmiana rozwartości kątów osiowych.

Doniosłości wniosków, wypływających z tych zasad, dziś jeszcze nie można przewidzieć. Podstawy oceny badań roentgenologicznych, w odniesieniu do zakłóceń siatki przestrzennej, nie są jeszcze wogóle ustalone. Pozostać to musi jednym z najważniejszych zadań badania zapomocą metody Scherrer-Debye'a. Narazie zaś Metaloznawstwo iść musi jeszcze własnymi drogami, jak się zdaje, nie są bezowocne.