

Dyfrakcja elektronów wstecznie rozproszonych

Analiza punktowa

EBSD - Electron Backscatter Diffraction

EBSP - Electron Backscatter Pattern

BKP - Backscatter Kikuchi Pattern

Obrazowanie orientacji

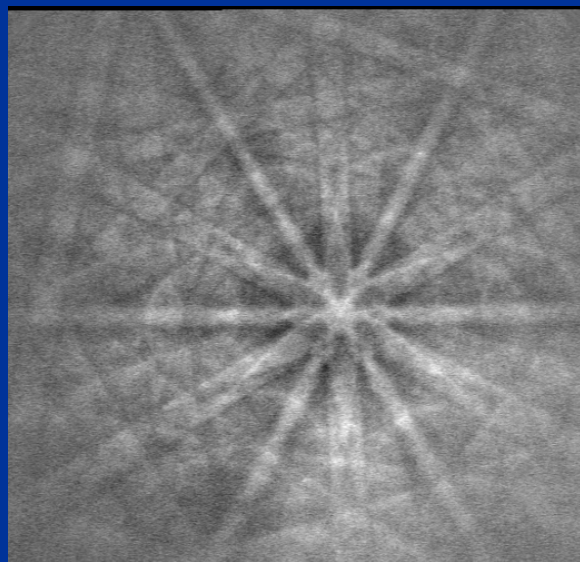
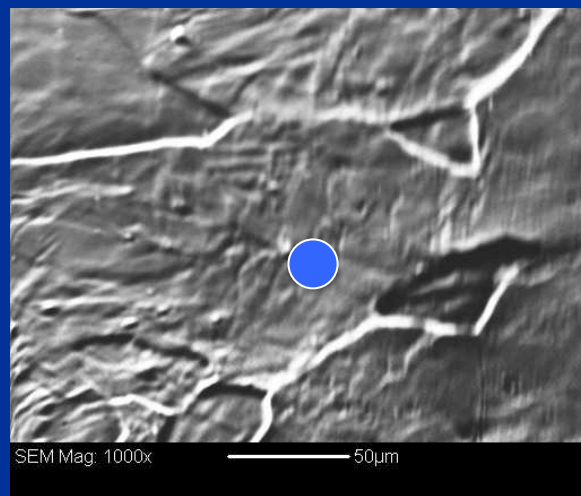
COM - Crystal Orientation Mapping

ACOM - Automatic Crystal Orientation Mapping

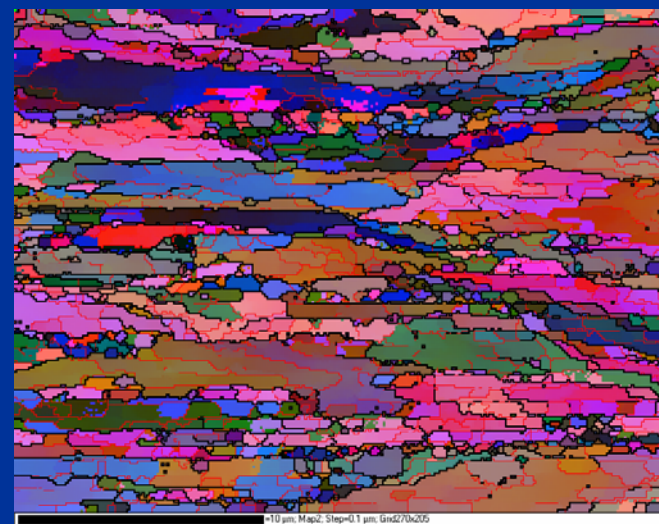
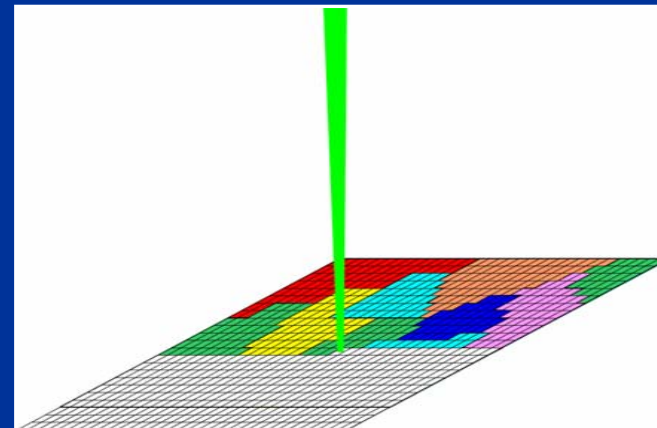
OIM® - Orientation Imaging Microscopy

(TexSEM Laboratories trademark)

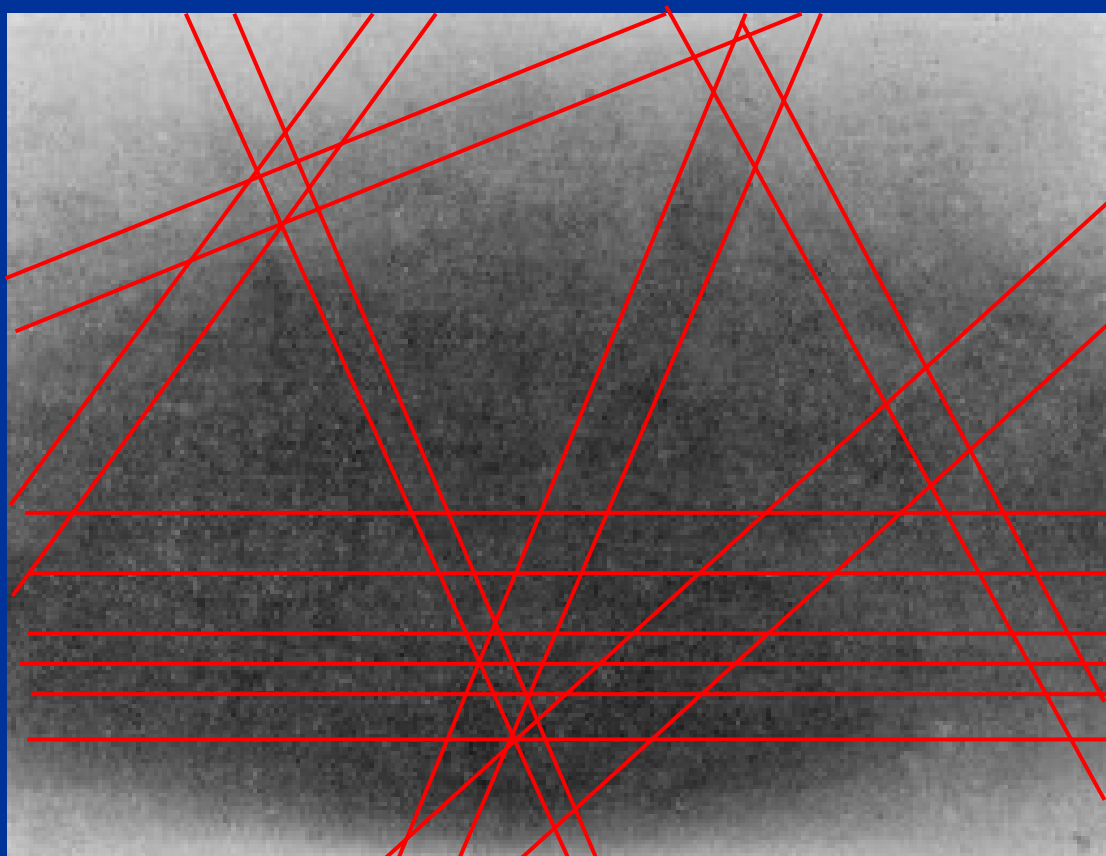
Analiza punktowa



Skanowanie wiązką elektronową

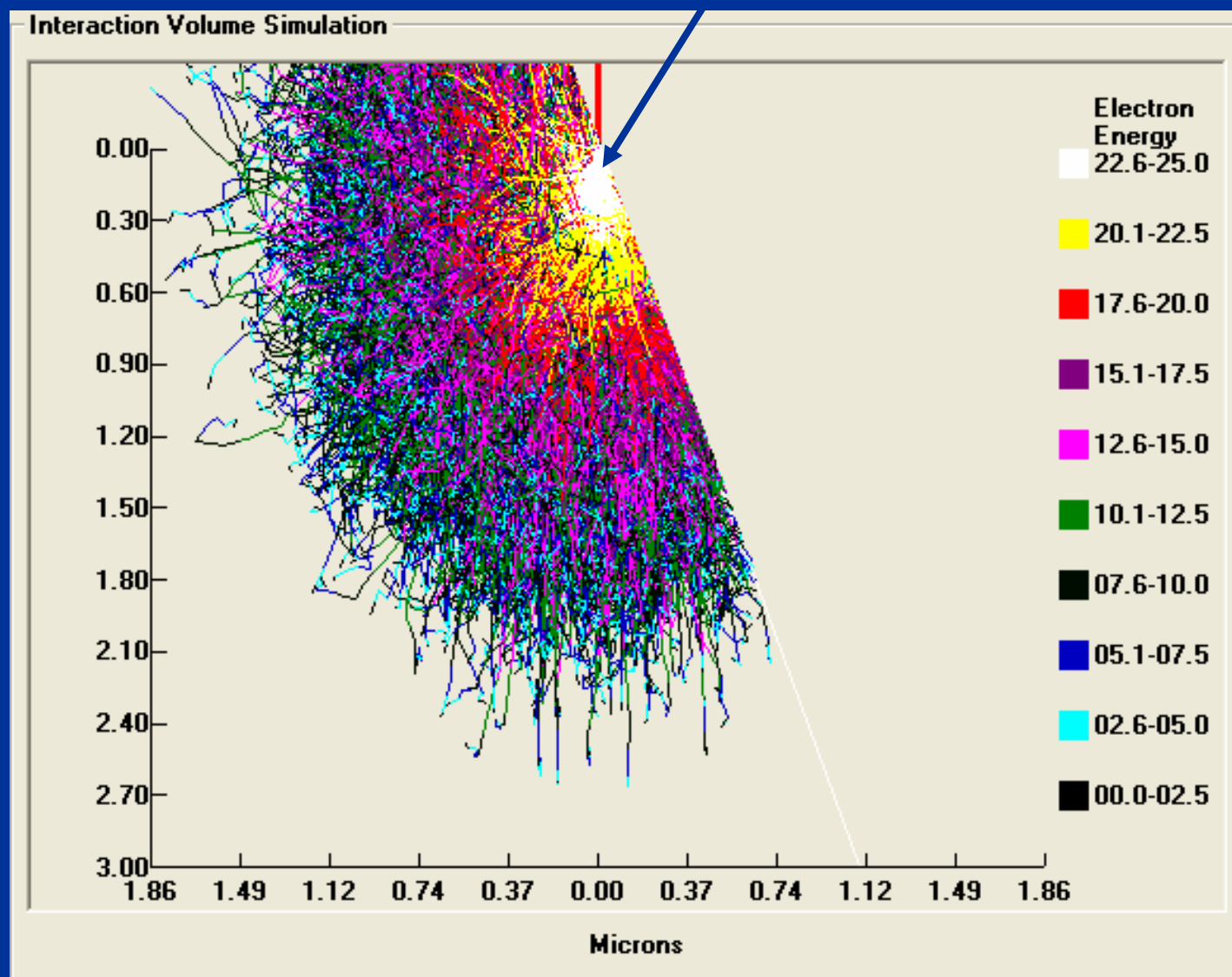


Pierwszy obraz linii dyfrakcyjnych uzyskany przez Kikuchiego w 1928 roku z kryształu kalcytu CaCO_3

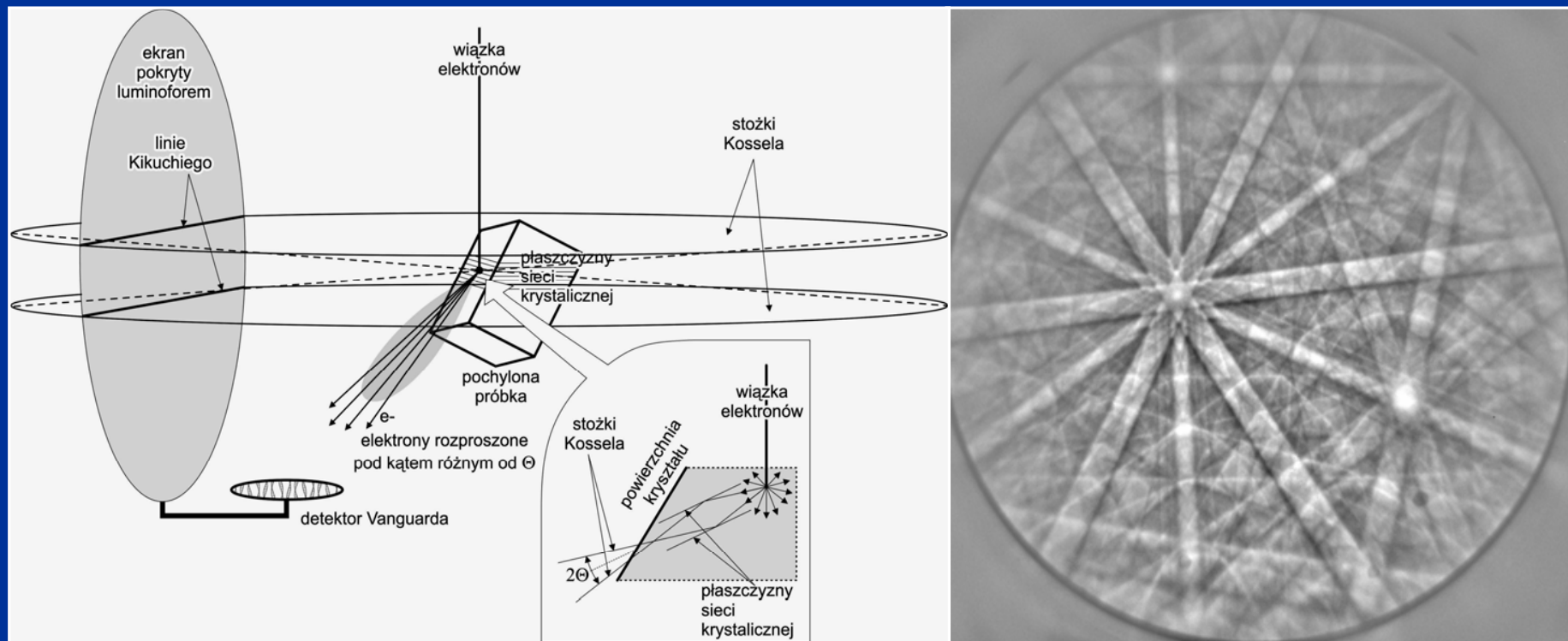


Shoji Nishikawa and Seishi Kikuchi
„The Diffraction of Cathode Rays by Calcite”
Proc. Imperial Academy (of Japan) 4 (1928) 475-477

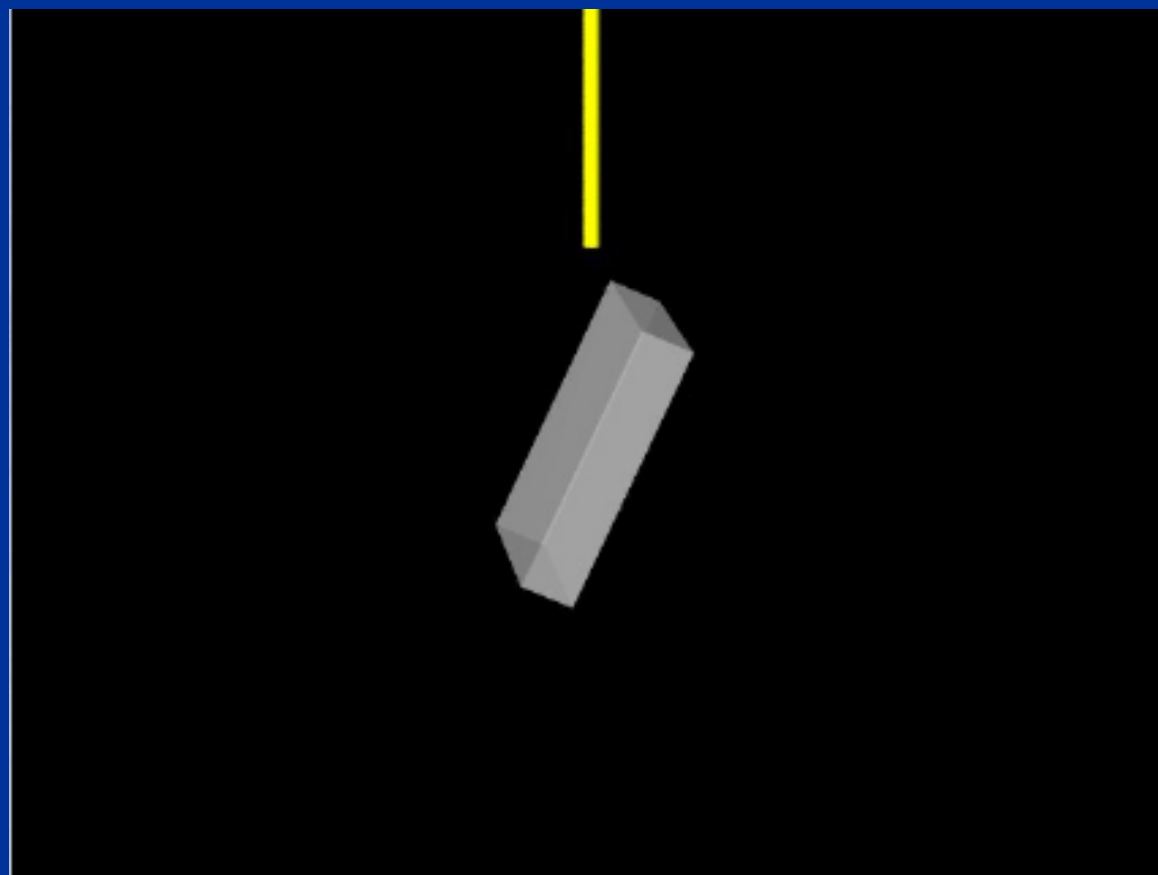
Punktowe źródło elektronów

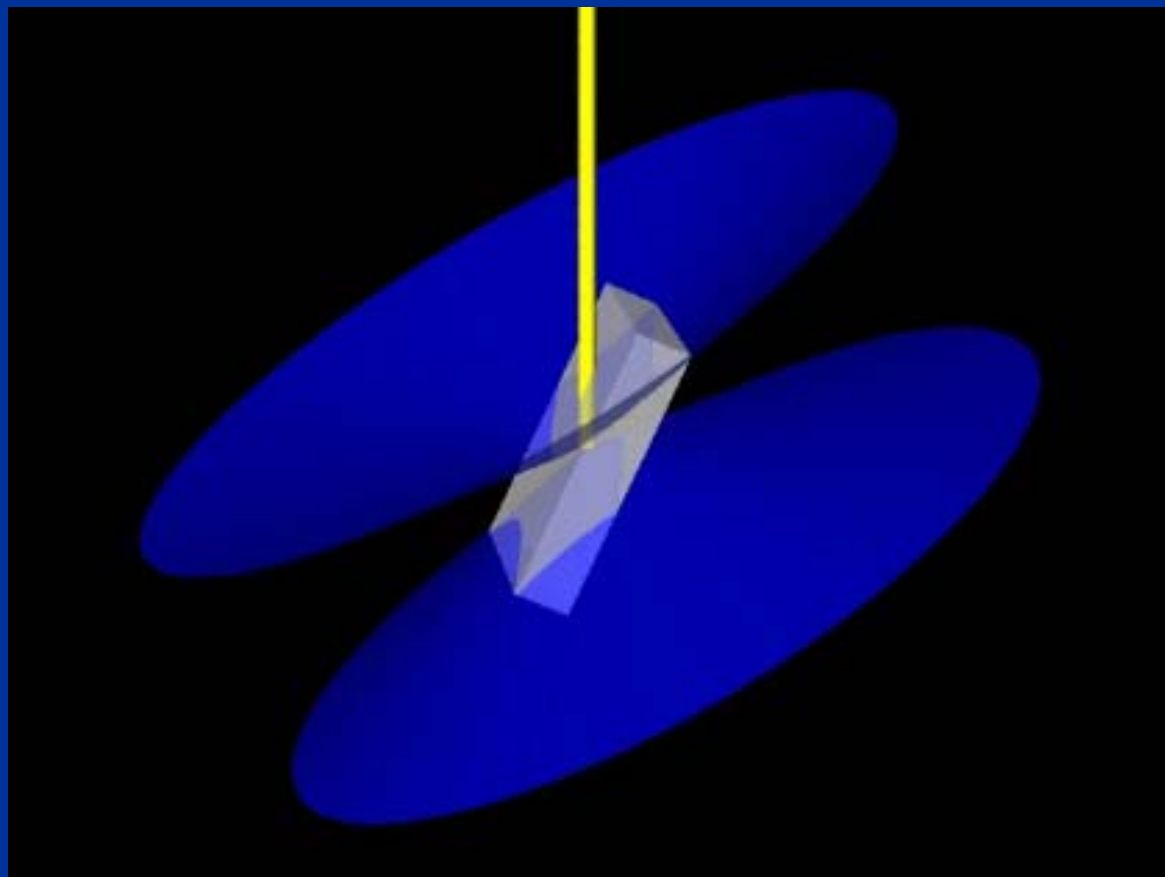
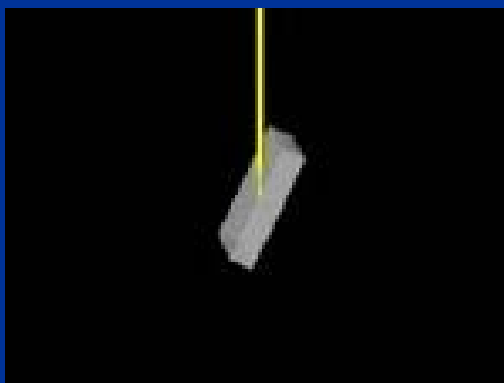


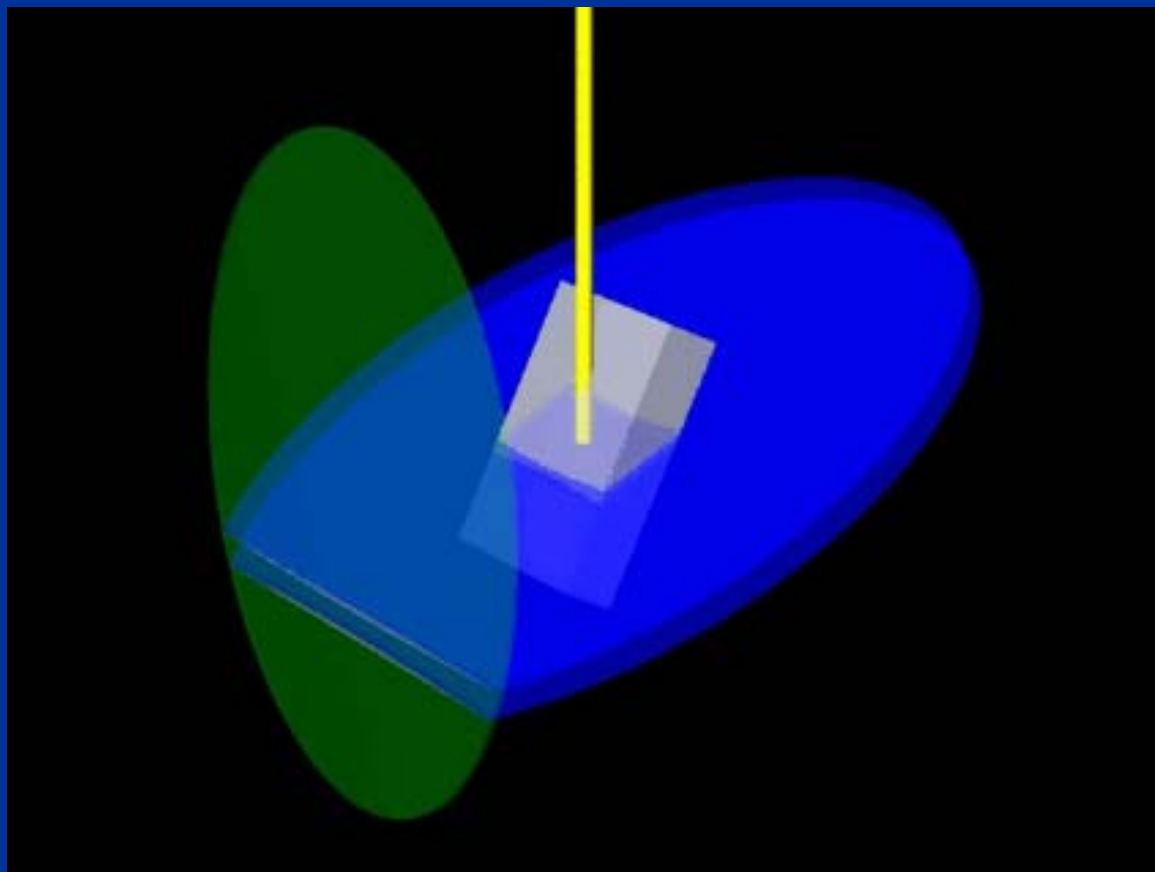
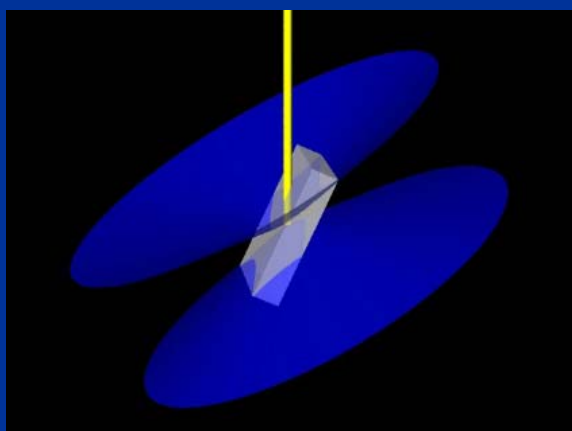
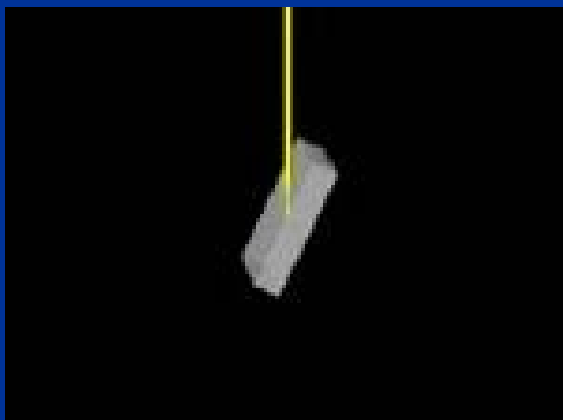
- Elektrony wstecznie rozproszone ulegają dyfrakcji tworząc dla każdej płaszczyzny krystalograficznej stożki dyfrakcyjne o dużym kącie rozwarcia (tzw. stożki Kossela)
- Przecięcie tych stożków z ekranem luminoforu – układ równoległych linii (pasm) zwanych liniami (pasmami) Kikuchiego **unikalny dla danej orientacji krystalitu**

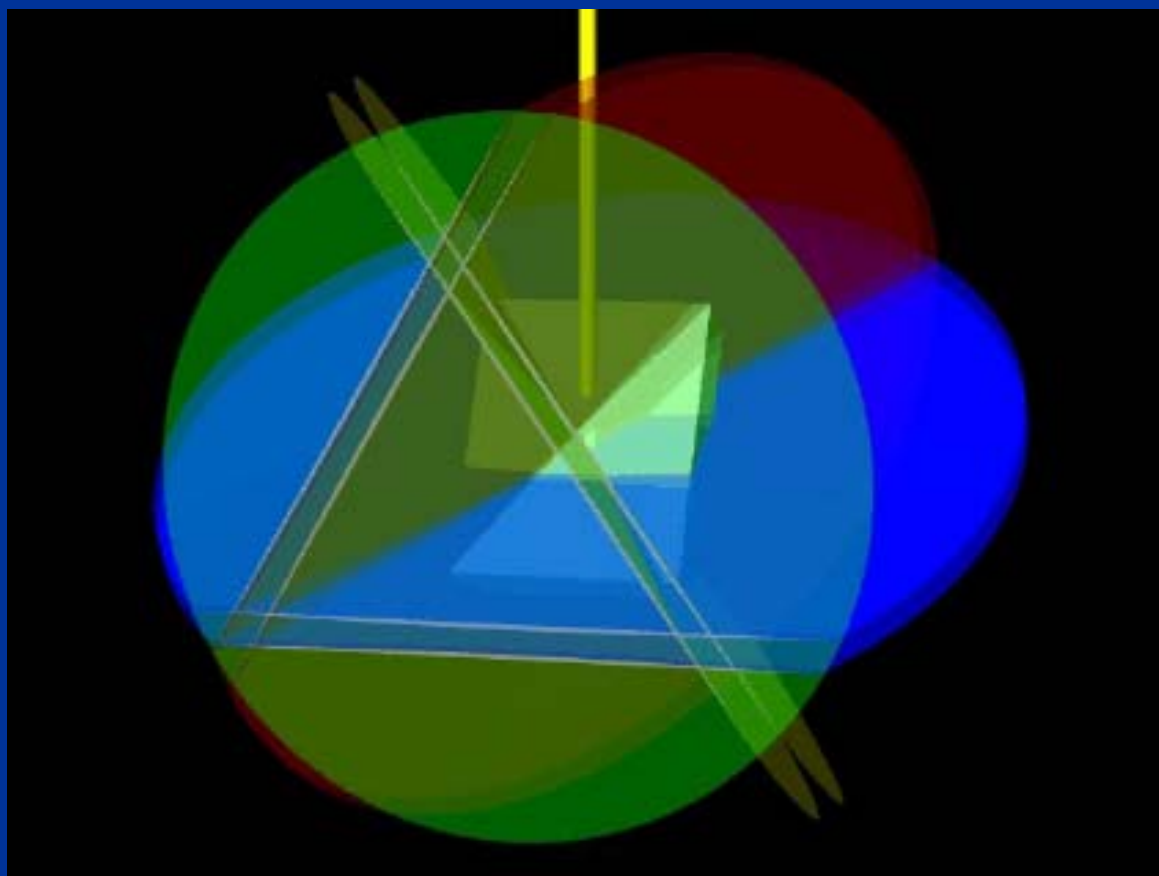
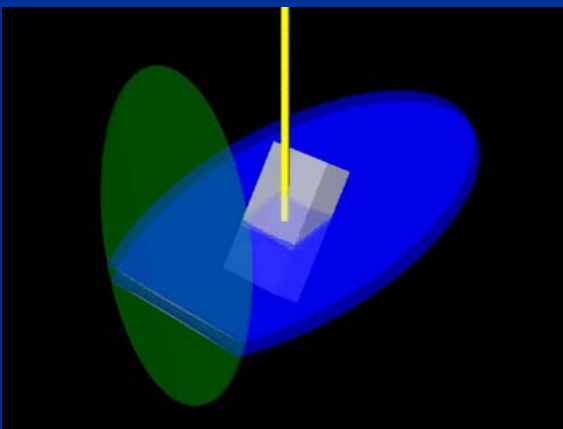
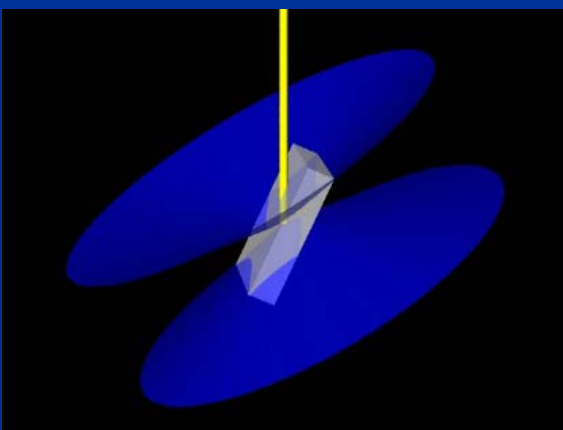
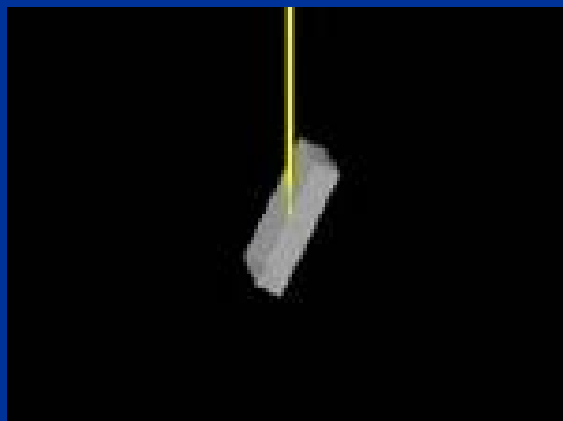


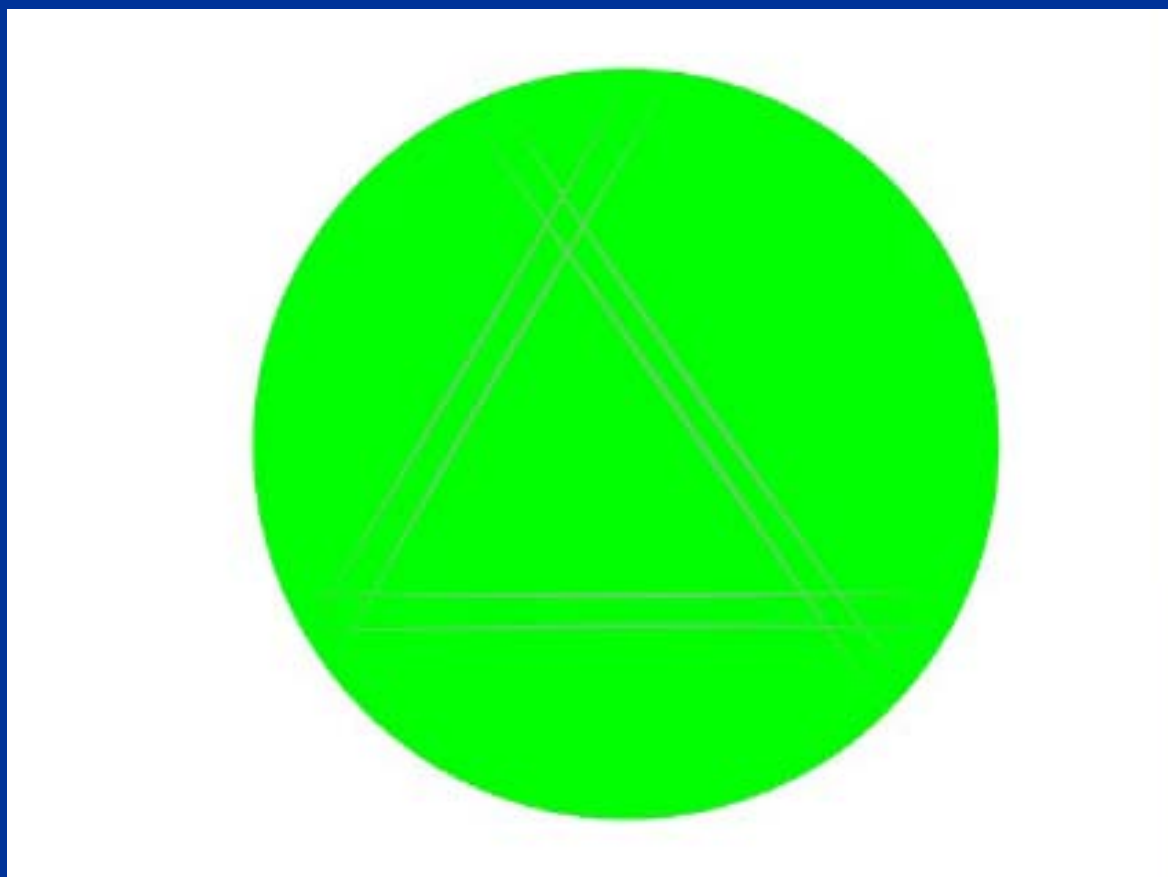
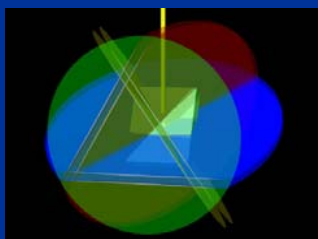
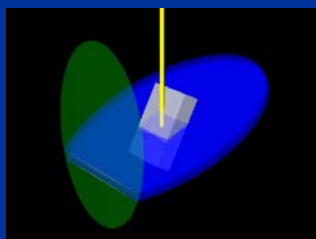
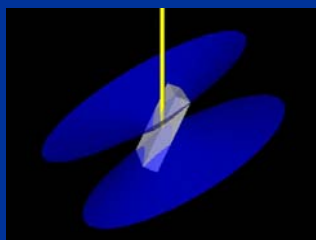
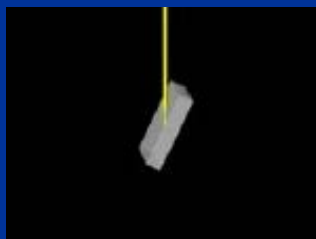
EBSD z krystalitu FeTiO_3





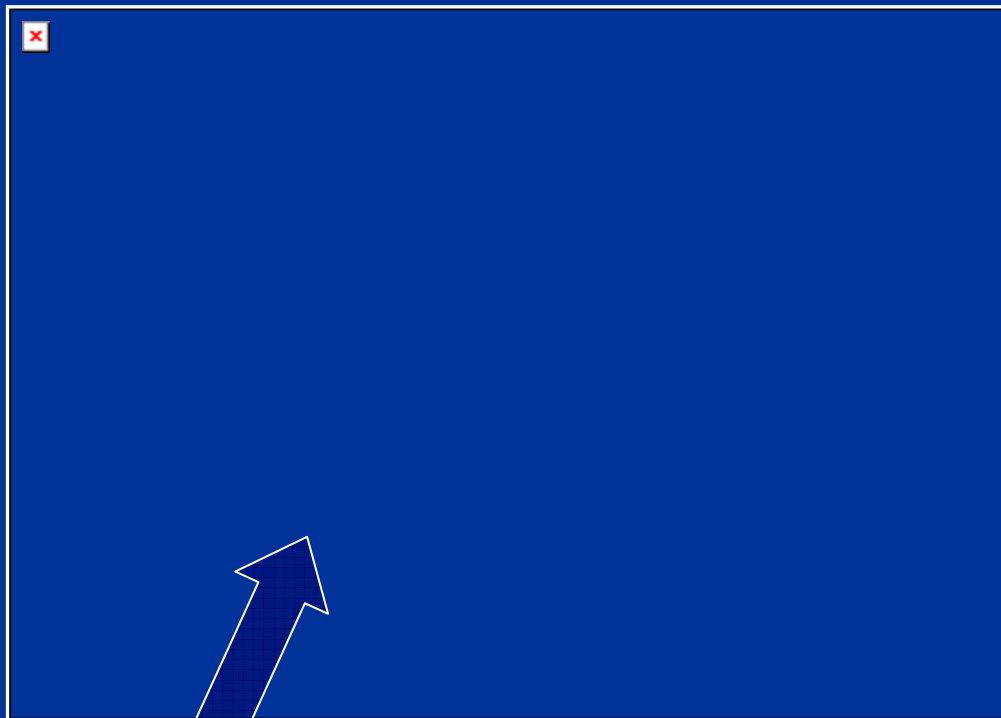




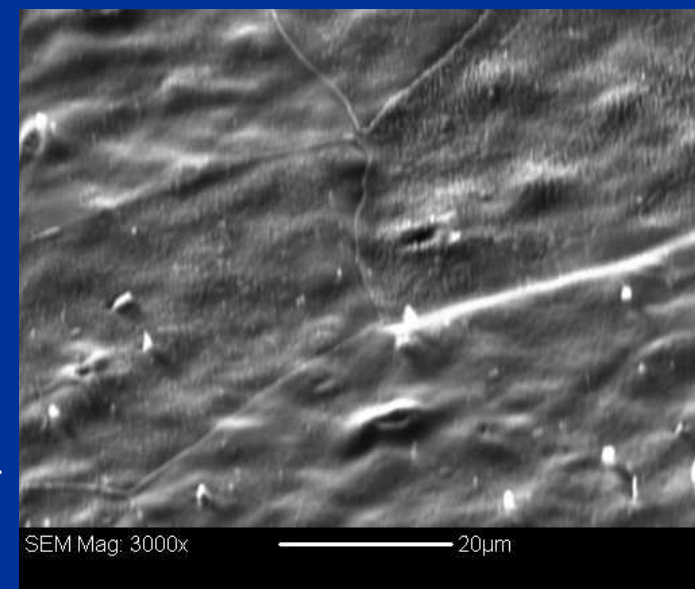



$$\lambda = 2d_{\text{hkl}} \sin\theta$$

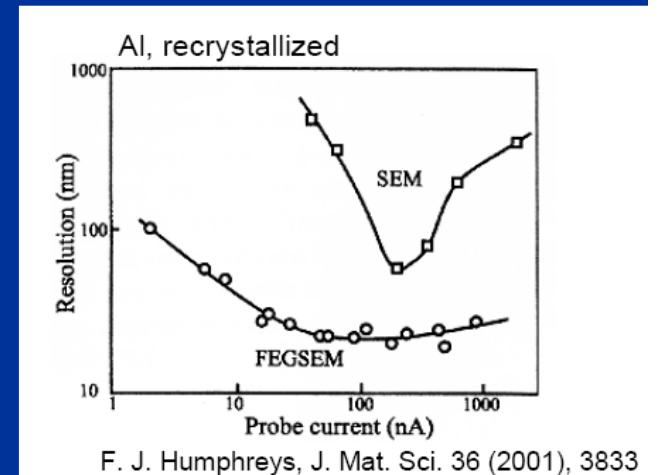
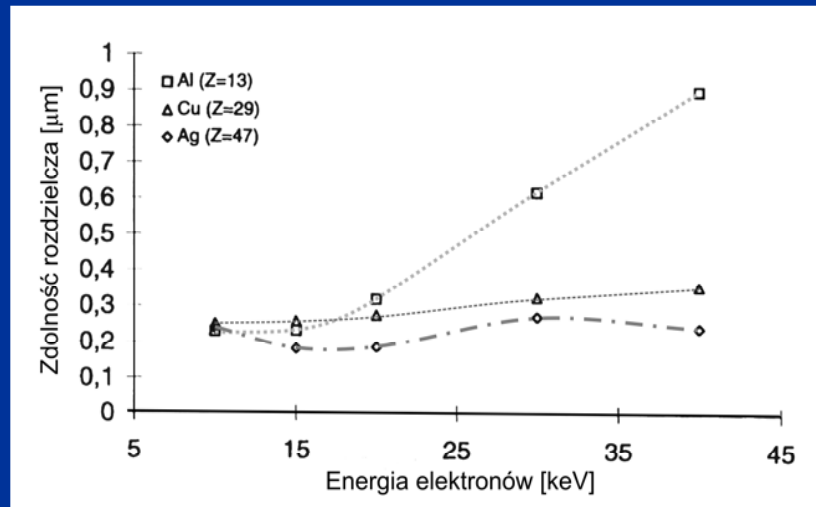
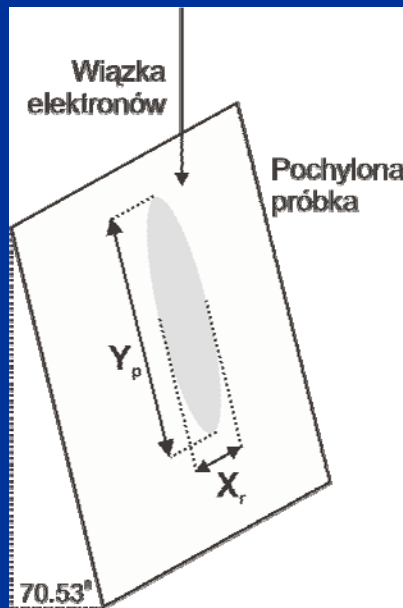
2 Kąt Bragga jest mały (1° dla 15 kV) – stożki są duże – linie przecięcia z ekranem prawie proste; odległość pomiędzy liniami proporcjonalna do $\tan(\theta)$ a linia środkowa pomiędzy przecięciami stożków jest rzutem gnomonicznym płaszczyzny krystalograficznej uginającej elektrony



**Dodatkowy detektor elektronów
rozproszonych „do przodu”
(forward scattered) umieszczony
na kamerze CCD służy do
rejestracji obszarów, z których
rejestrowane są dyfrakcje**



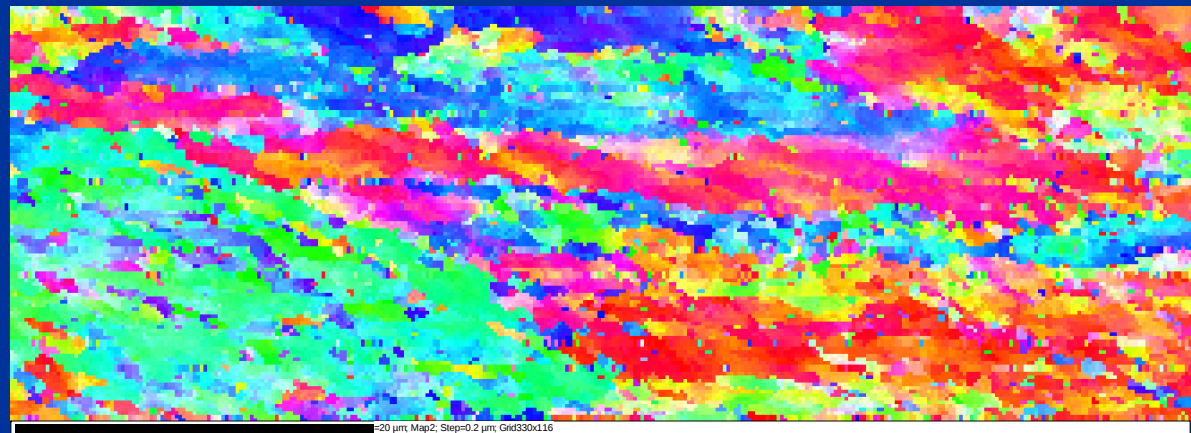
Przestrzenna zdolność rozdzielcza EBSD



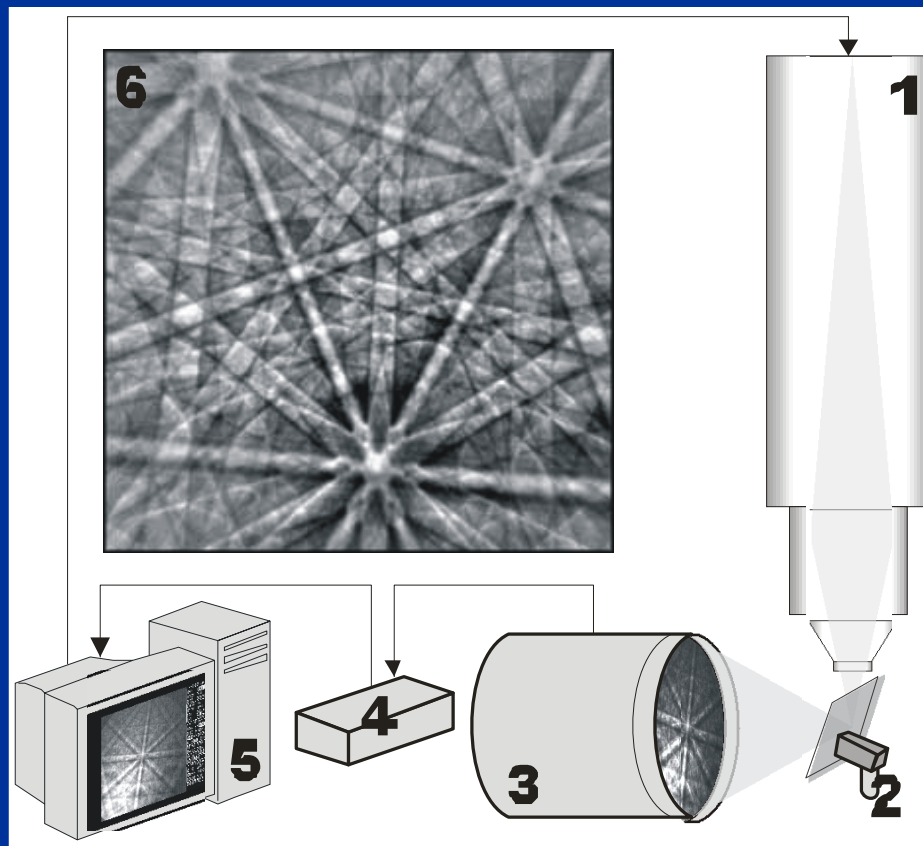
Zależność zdolności rozdzielczej od napięcia przyspieszającego dla Al, Cu i Ag

Zależy:

- od rodzaju materiału
- od źródła elektronów (FEG z termoemisją!)



Cu, ECAP step size 200 nm FEI FEGSEM



Schemat systemu EBSD

1 – kolumna elektronooptyczna

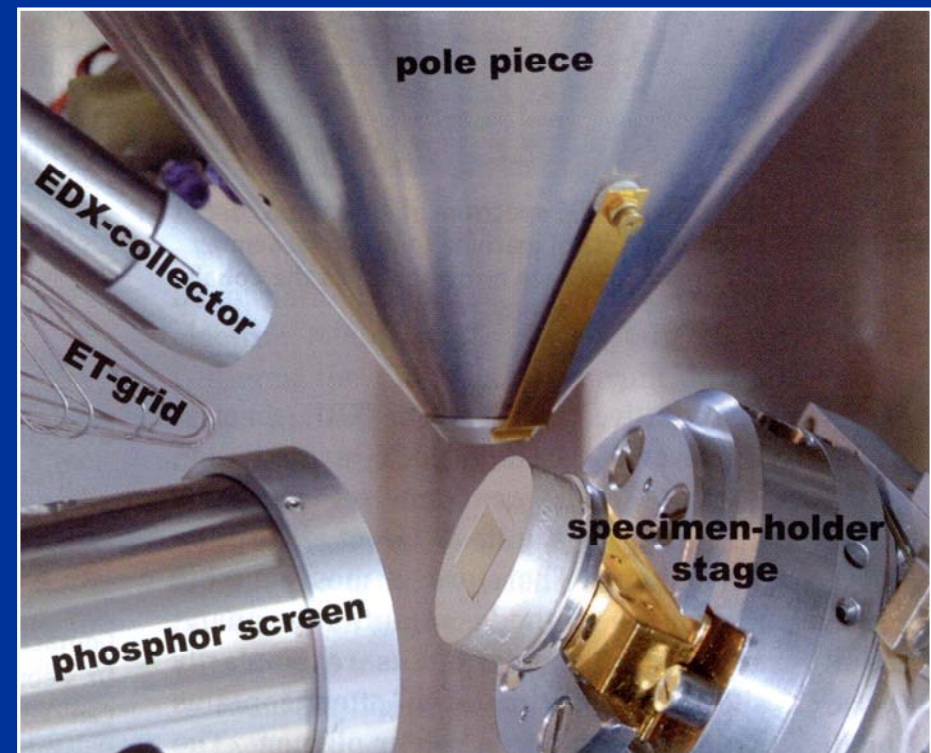
2 – próbka

3 – kamera CCD

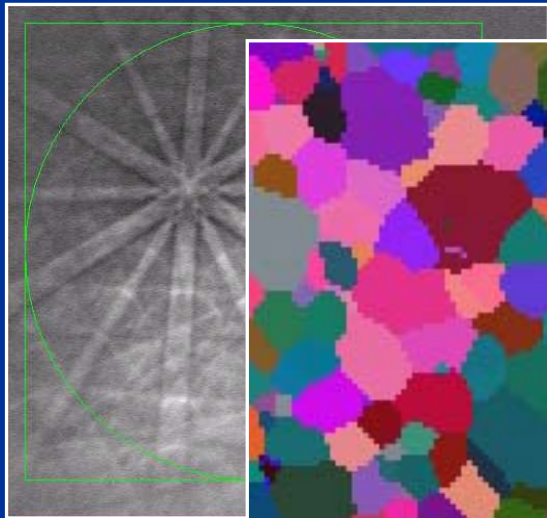
4 – sterownik kamery

5 – komputer sterujący wiązką oraz
przeprowadzający analizę obrazu

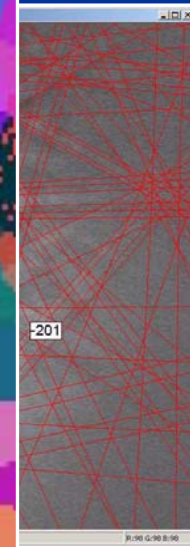
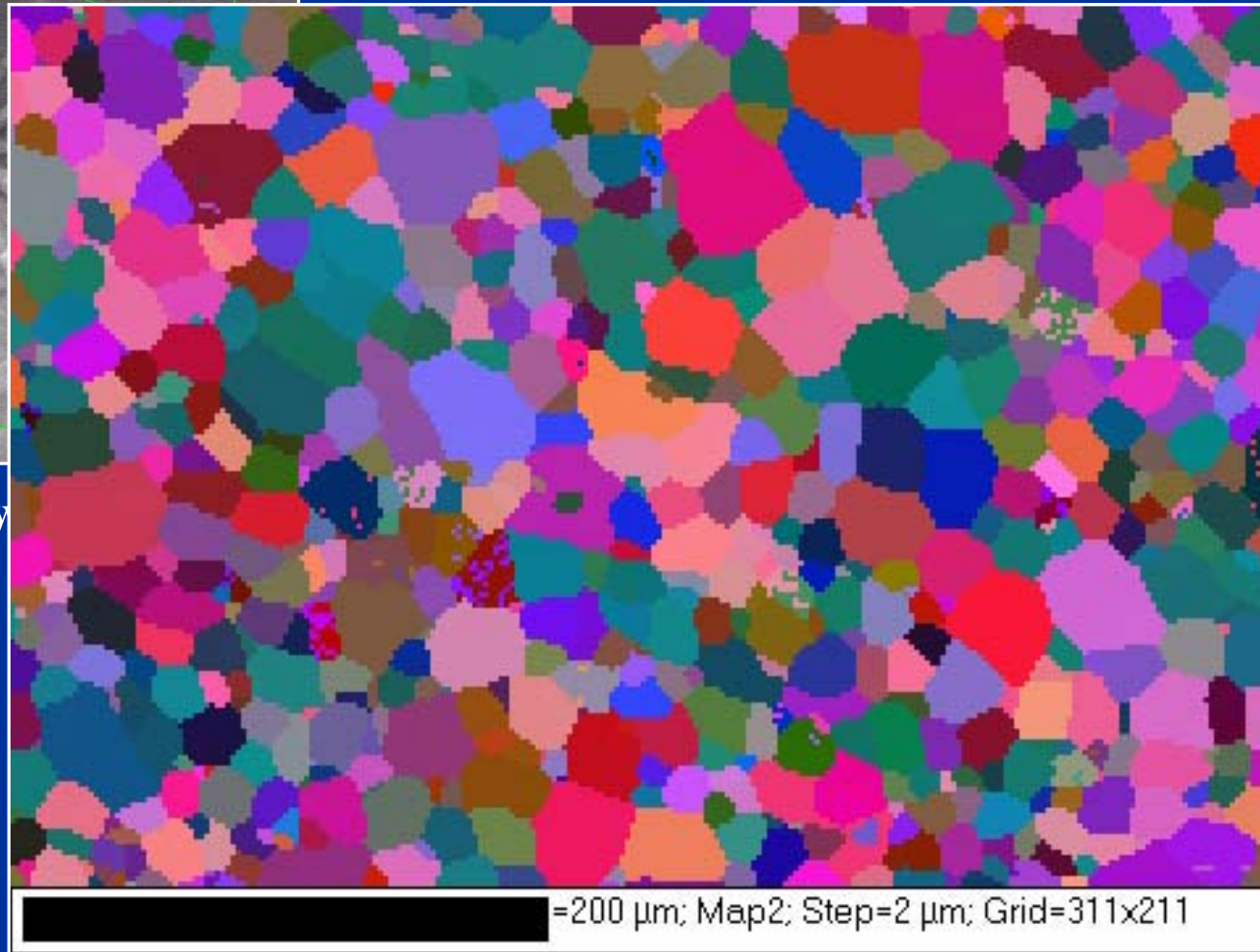
6 – obraz dyfrakcyjny



Jak otrzymać mapę orientacji?



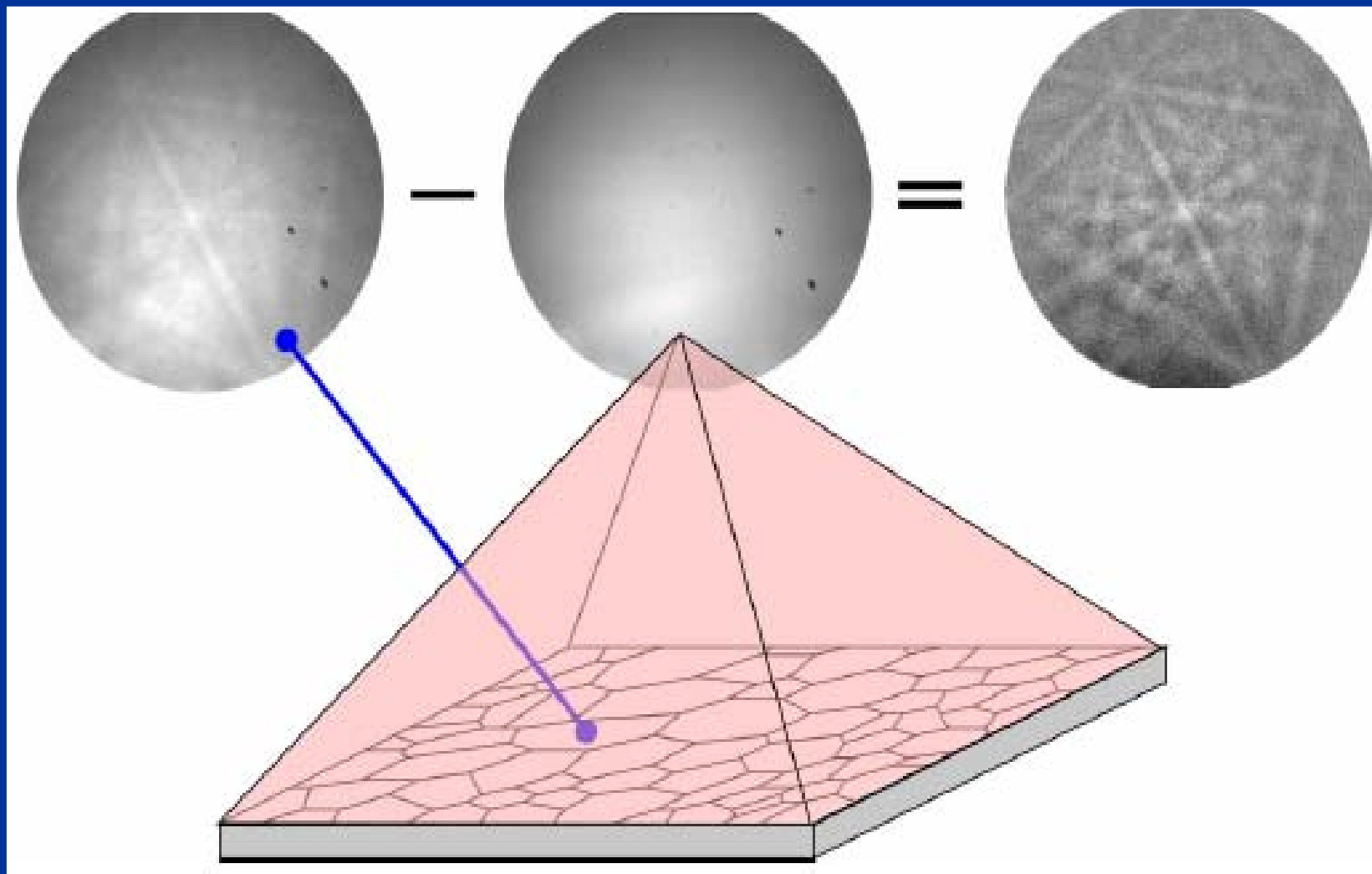
Akw



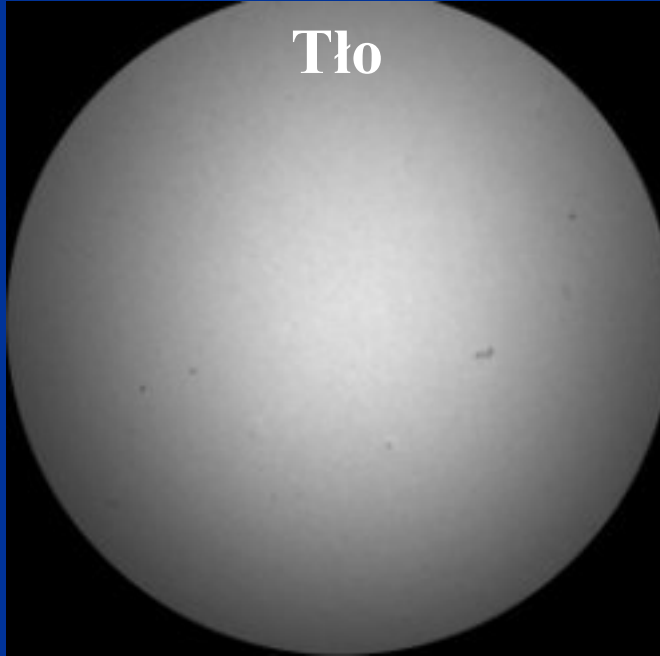
frakcji

TO NIE JEST TYLKO KOLOROWA MAPA!!!

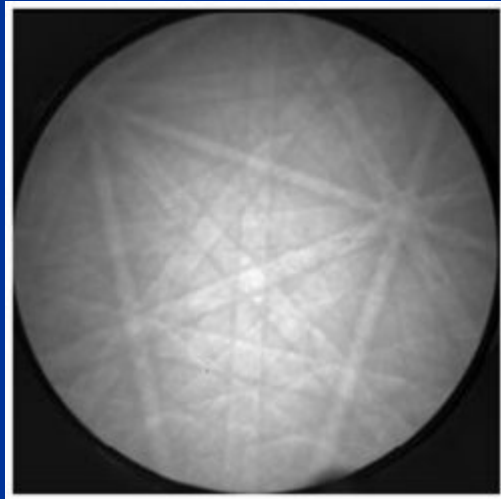
Akwizycja – odejmowanie tła



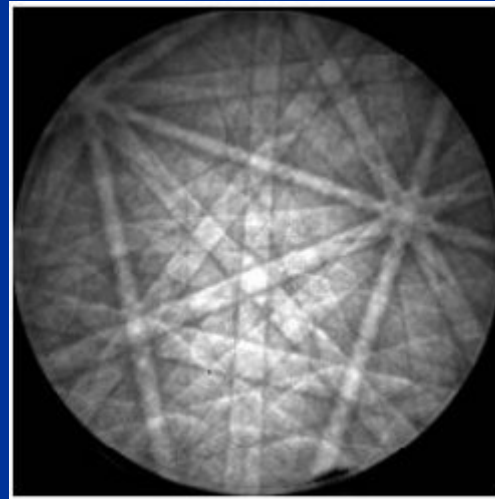
Tło



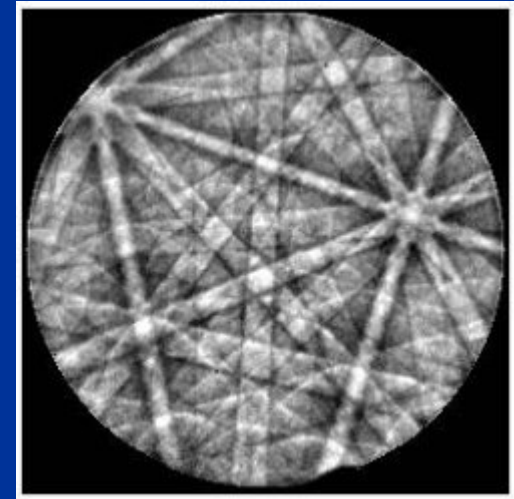
Dyfrakcja wyjściowa



Odejmowanie tła



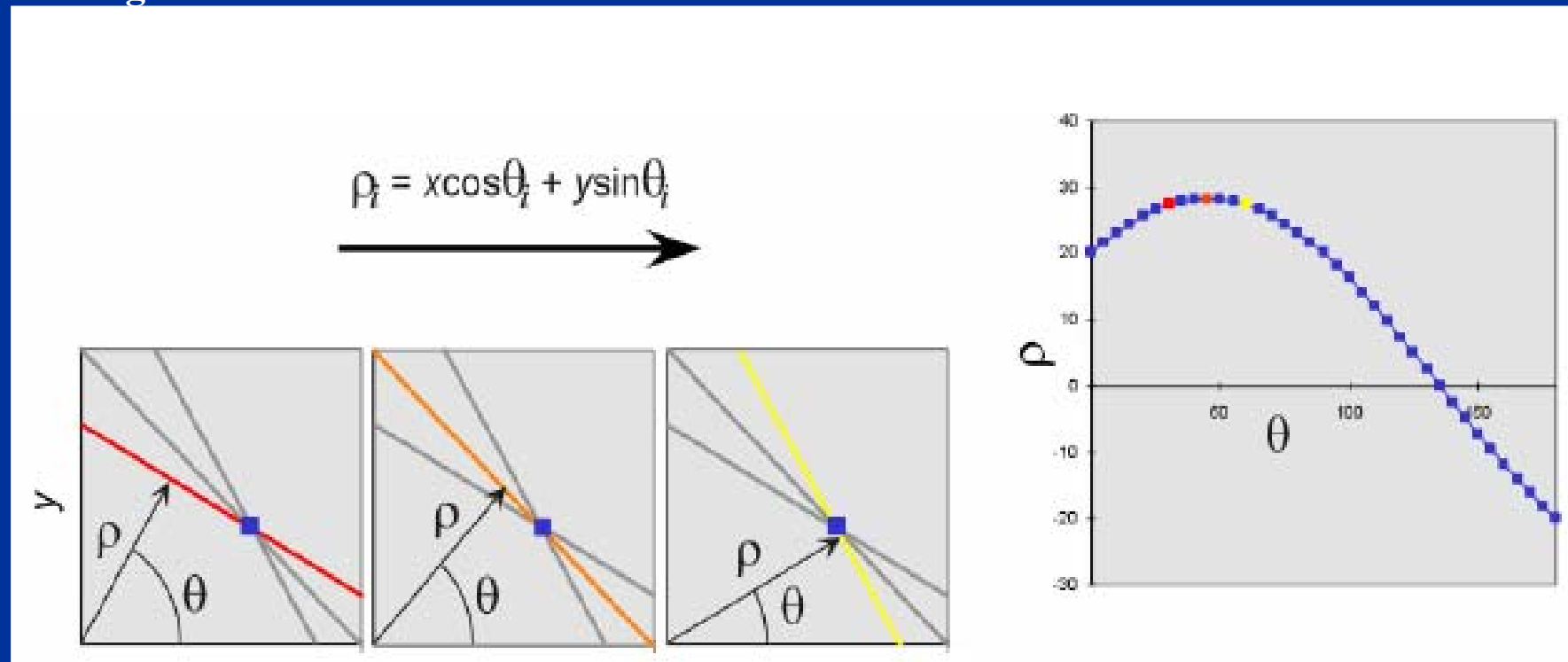
Dzielenie przez tło



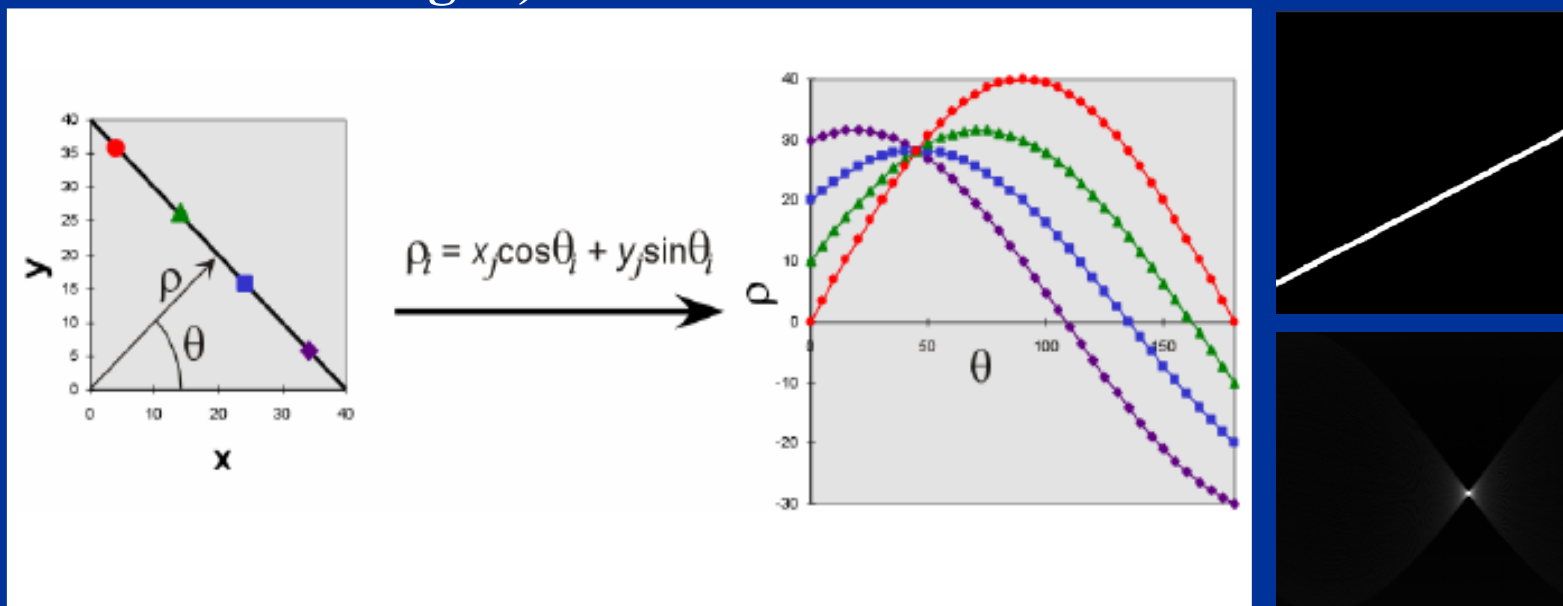
Detekcja linii na dyfrakcji – transformata Hougha

P.C.V. Hough „Method and means for recognising complex pattern”
US Patent 3 069 654, 1962

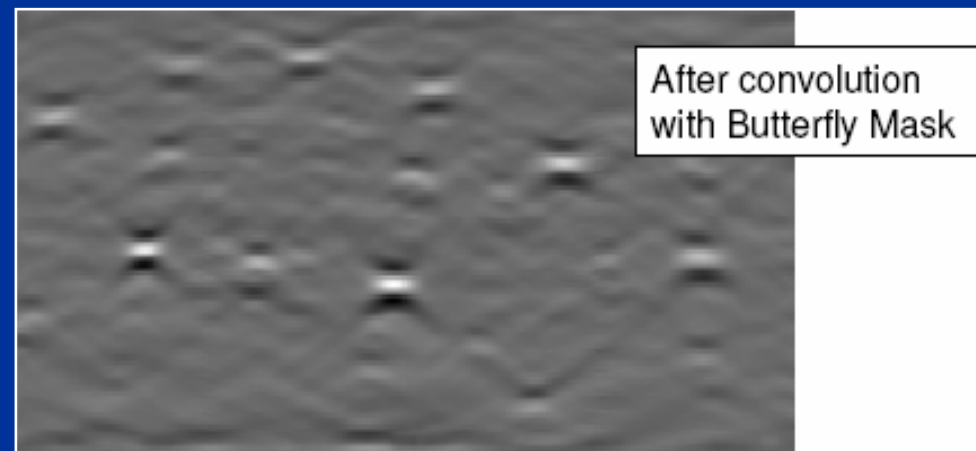
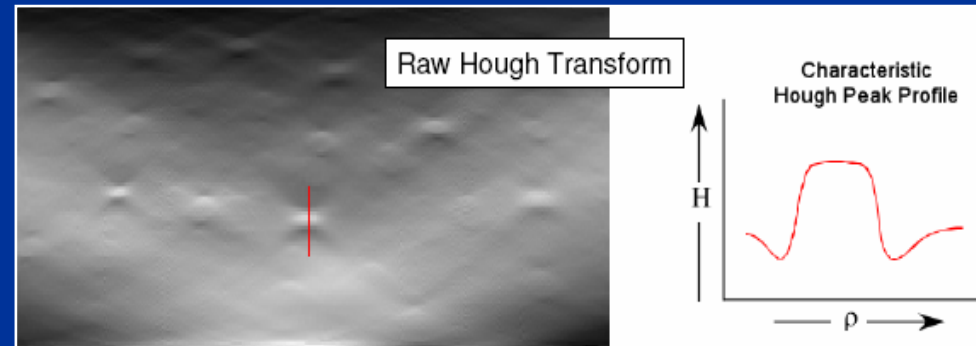
- Przez pojedynczy pixel na układzie X-Y można przeprowadzić nieskończoną liczbę linii
- Linia ta może być opisana przez parametry Hougha „ ρ ” i „ θ ”, gdzie „ ρ ” reprezentuje odległość linii od początku układu a „ θ ” – kąt pochylenia linii
- Punkt w przestrzeni obrazu jest przedstawiony jako sinusoida w przestrzeni Hougha



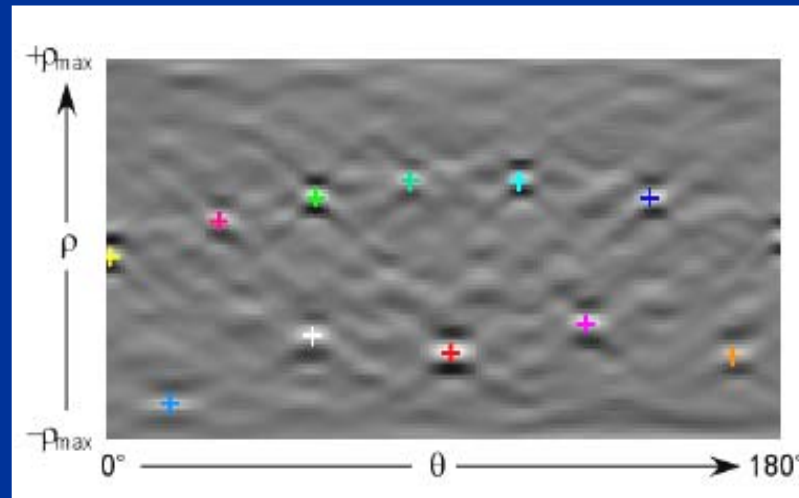
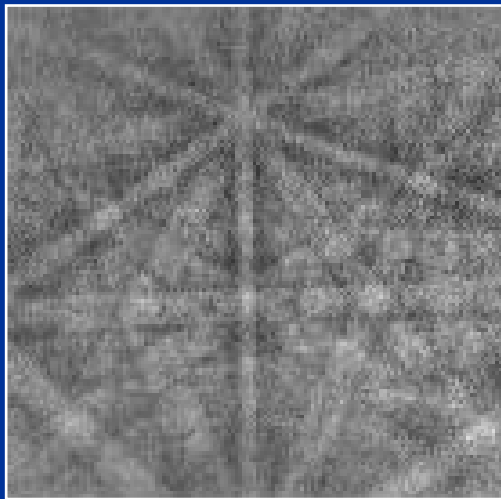
- Rozważmy 4 piksele leżące na jednej linii. Dla każdego piksela obliczamy wszystkie możliwe wartości „ ρ ” dla kąta „ θ ” w zakresie od 0° do 180° zgodnie z równaniem: $\rho = x\cos\theta + y\sin\theta$.
- Otrzymujemy 4 krzywe sinusoidalne przecinające się w punkcie o koordynatach „ ρ ” i „ θ ”, odpowiadających koordynatom „ ρ ” i „ θ ” dla linii w układzie X-Y.
- Linia w układzie X-Y przekształca się w punkt w układzie ρ - θ (transformata Hougha).

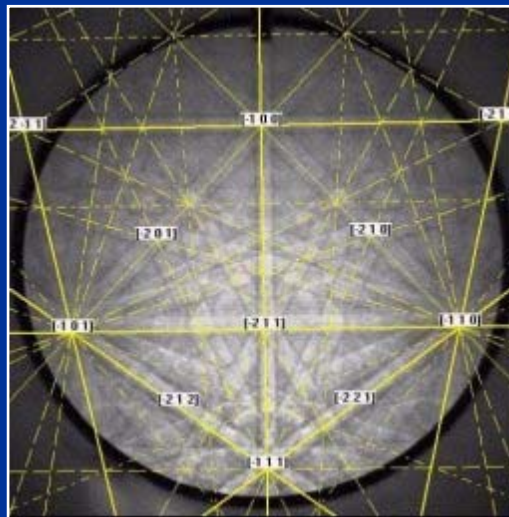
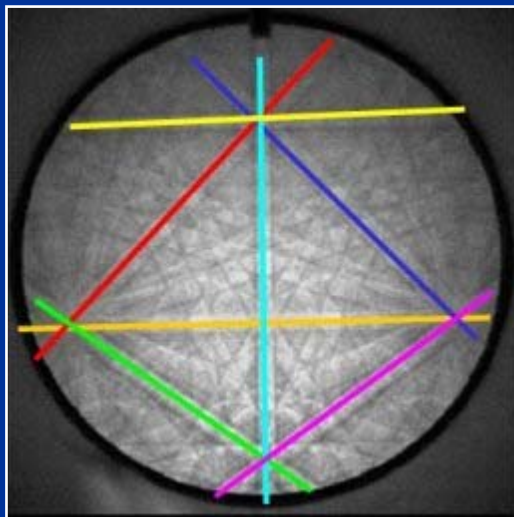
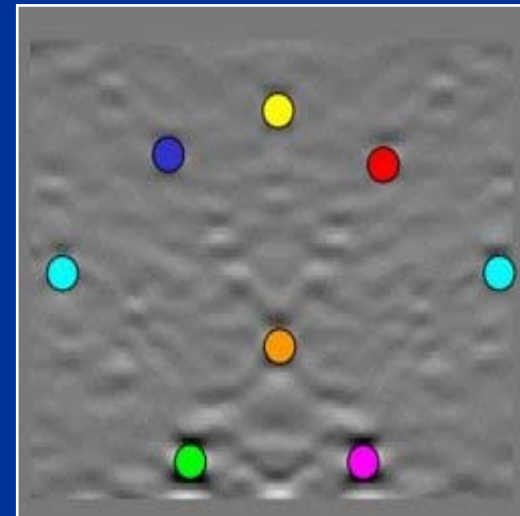
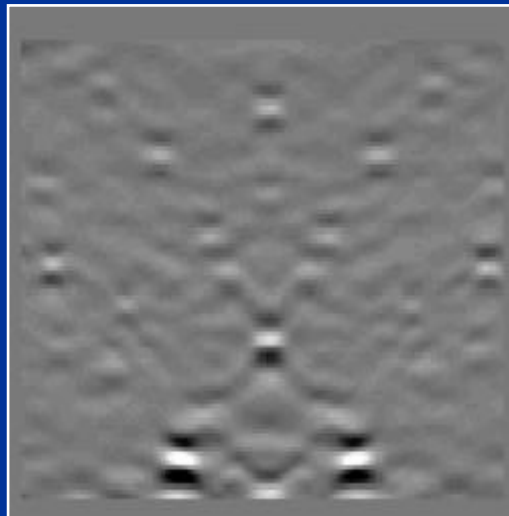
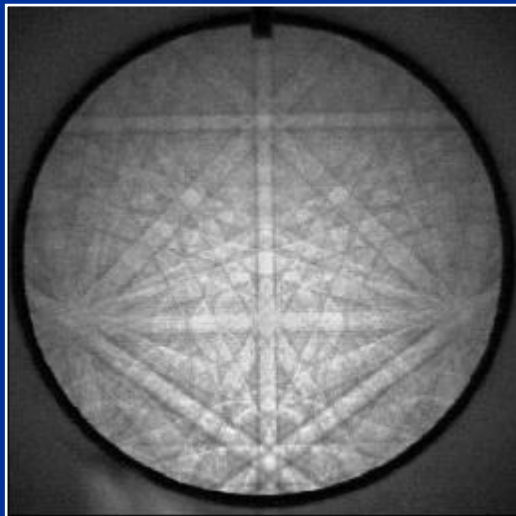


Transformata Hougha

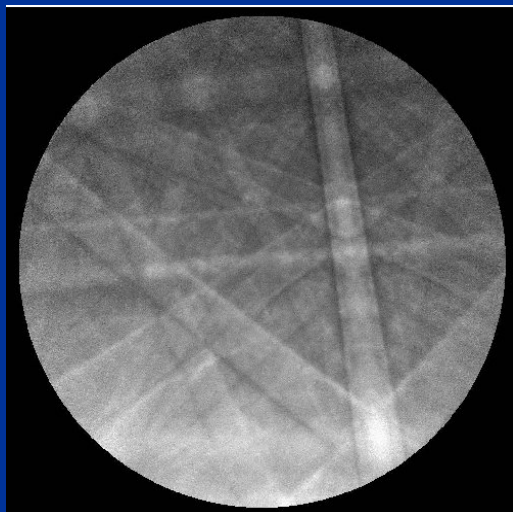


Detekcja linii - transformata Hougha

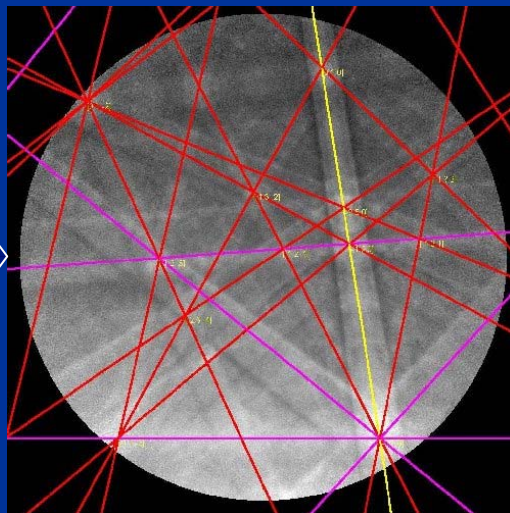




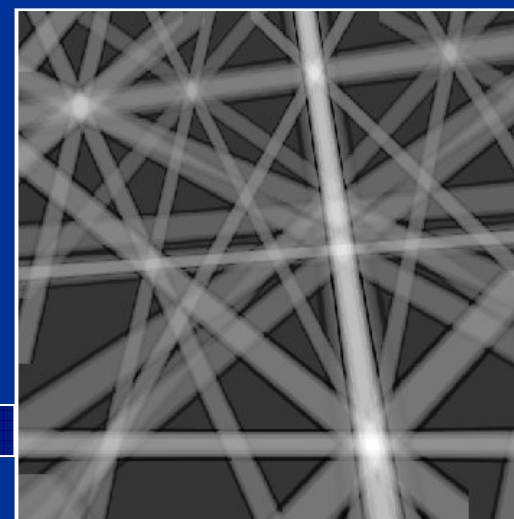
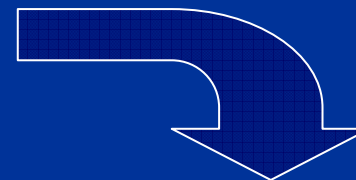
**Detekcja linii za
pomocą transformaty
Hougha**



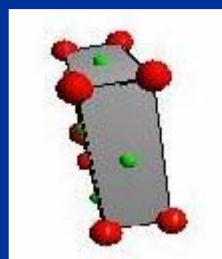
**Dyfrakcja z ceramiki
mulitowej (układ
ortorombowy) ($3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$),
10 kV**



**Rozwiązanie dyfrakcji
nałożone na realną dyfrakcję
orientacja $\{370\}<7-34>$**



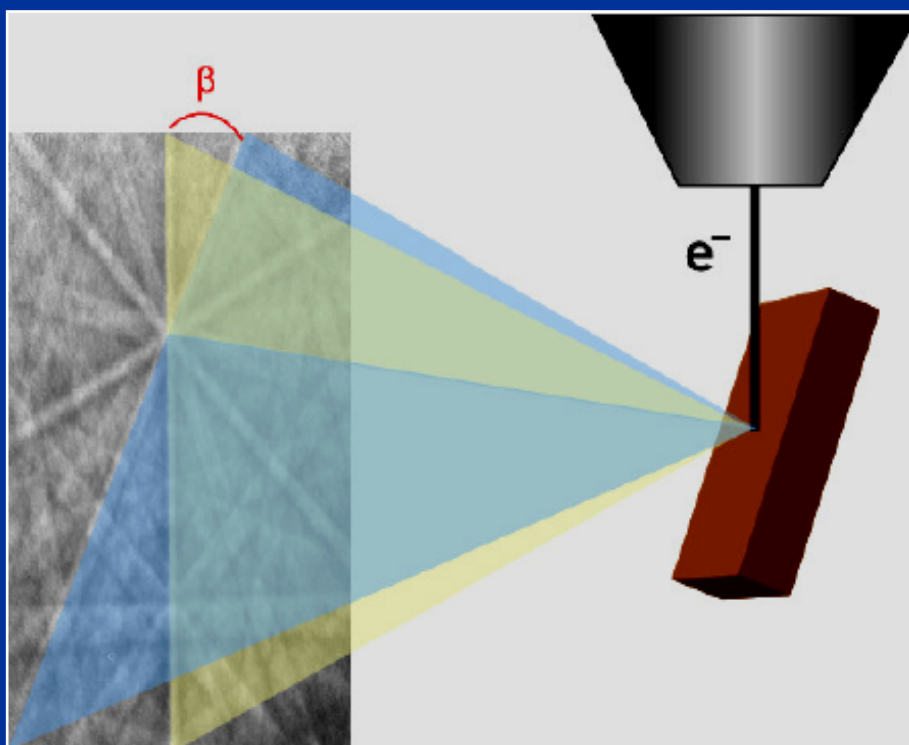
**Symulacja dyfrakcji – pasma
Kikuchiego o intensywności
większej niż 10% najbardziej
intensywnych pasm**



**Symulacja orientacji
krystalitu mullitu**

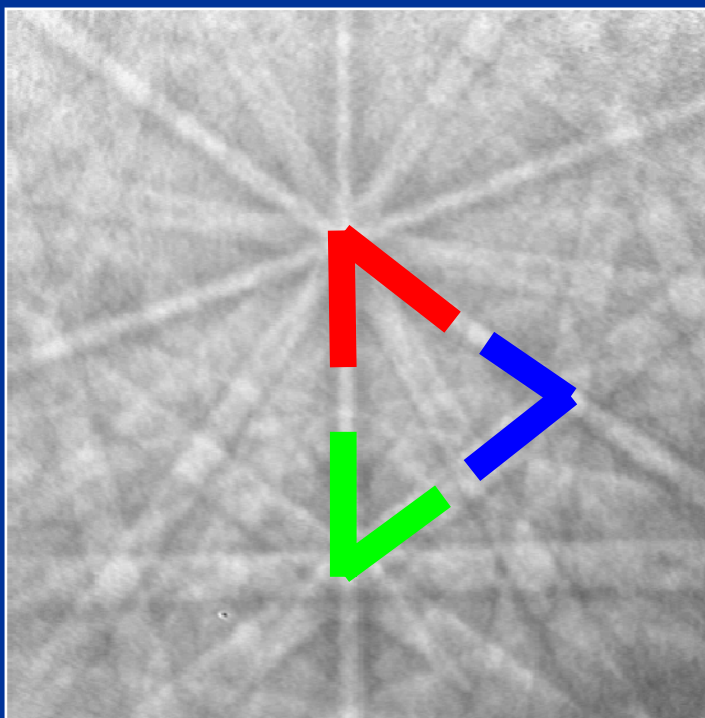
EBSD – analiza dyfrakcji

Identyfikacja odpowiednich wskaźników hkl przez porównanie wartości kątów pomiędzy dwoma pasmami z wartościami kątów z Tablic



Angle	(hkl) ₁	(hkl) ₂	Angle	(hkl) ₁	(hkl) ₂
25.2	200	311	64.8	220	3 $\bar{1}$ 1
29.5	111	311	70.5	111	11 $\bar{1}$
31.5	220	311	72.5	200	131
35.1	311	3 $\bar{1}$ 1	80.0	111	3 $\bar{1}$ 1
35.3	111	220	84.8	311	1 $\bar{3}$ 1
45.0	200	220	90.0	111	2 $\bar{2}$ 0
50.5	311	3 $\bar{1}$ 1	90.0	200	020
54.7	111	200	90.0	200	0 $\bar{2}$ 2
58.5	111	311	90.0	220	113
60.0	220	202	90.0	220	2 $\bar{2}$ 0
63.0	311	131			

**Zestaw możliwych rozwiązań dla 3
pasm Kikuchiego otrzymamy poprzez
porównanie wartości zmierzonych
kątów na realnej dyfrakcji z
wartościami z Tablic**



Angle	(hkl)1	(hkl)2
25.2	200	311
29.5	111	311
31.5	220	311
35.1	311	31-1
35.3	111	220
45.0	200	220
50.5	311	3-1-1
<u>54.7</u>	<u>111</u>	<u>200</u>
<u>58.5</u>	<u>111</u>	<u>31-1</u>
60.0	220	202
63.0	311	13-1
64.8	220	3-11
70.5	111	11-1
<u>72.5</u>	<u>200</u>	<u>131</u>
80.0	111	3-1-1
84.8	311	1-31
90.0	111	2-20
90.0	200	020
90.0	200	022
90.0	220	1-13
90.0	220	2-20

1) Identify the hkl of the high contrast bands (bands likely to be detected by the Hough transform).

200
111
220
311

2) Determine all of the symmetrically equivalent hkl 's.

200, 020, 002
111, 11 $\bar{1}$, 1 $\bar{1}$ 1, $\bar{1}$ 11
220, 2 $\bar{2}$ 0, 202, 20 $\bar{2}$, 022, 02 $\bar{2}$
311, $\bar{3}$ 11, 3 $\bar{1}$ 1, 31 $\bar{1}$, 131, $\bar{1}$ 31, 1 $\bar{3}$ 1, 13 $\bar{1}$, 113, $\bar{1}$ 13, 1 $\bar{1}$ 3, 11 $\bar{3}$

3) Form all possible pairs.

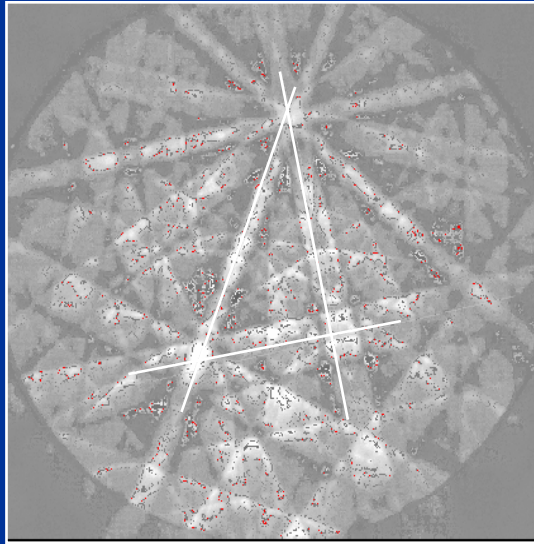
200, 020 200, 002 200, 111 200, 11 $\bar{1}$...
020, 002 020, 111 020, 11 $\bar{1}$ 020, 1 $\bar{1}$ 1 ...
002, 111 002, 11 $\bar{1}$ 002, 1 $\bar{1}$ 1 002, $\bar{1}$ 11 ...
⋮

4) Calculate the angles between the plane pairs.

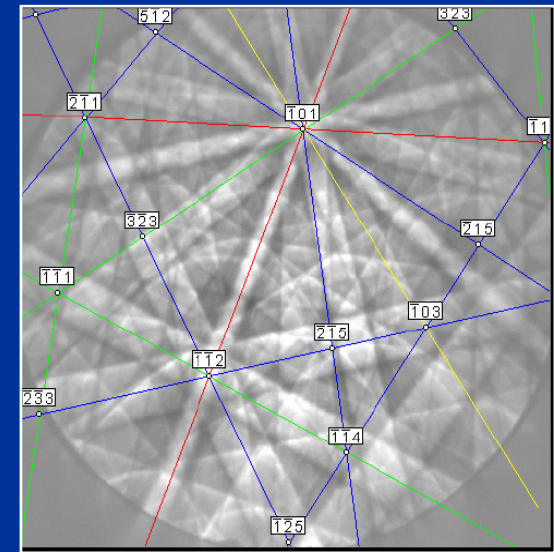
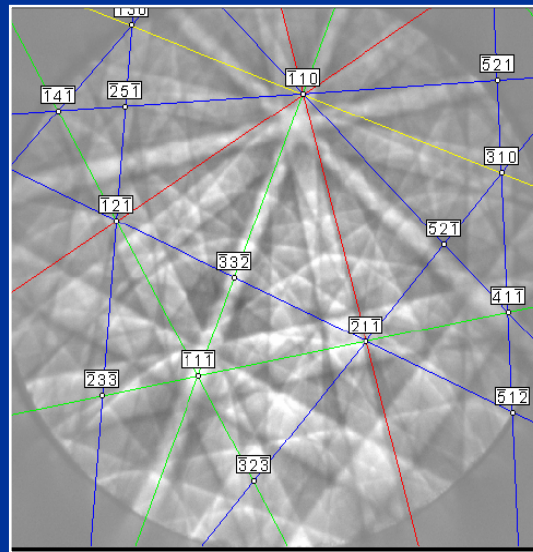
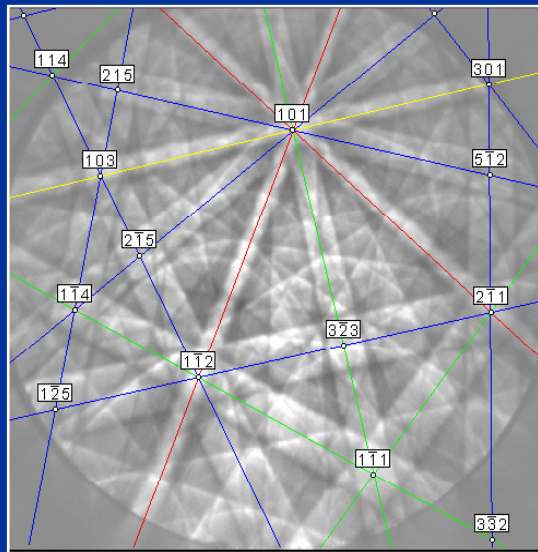
200 $\angle$ 020 = 90° 200 $\angle$ 002 = 90° 200 $\angle$ 111 = 54.7° 200 $\angle$ 11 $\bar{1}$ = 54.7° ...
020 $\angle$ 002 = 90° 020 $\angle$ 111 = 54.7° 020 $\angle$ 11 $\bar{1}$ = 54.7° 020 $\angle$ 1 $\bar{1}$ 1 = 54.7° ...
002 $\angle$ 111 = 90° 002 $\angle$ 11 $\bar{1}$ = 90° 002 $\angle$ 1 $\bar{1}$ 1 = 90° 002 $\angle$ $\bar{1}$ 11 = 90° ...
⋮

5) Throw out duplicates and sort.

200 $\angle$ 311 = 25.2° 111 $\angle$ 220 = 35.3° 111 $\angle$ $\bar{3}$ 11 = 58.5° 111 $\angle$ 11 $\bar{1}$ = 70.5°
111 $\angle$ 311 = 29.5° 200 $\angle$ 220 = 45.0° 220 $\angle$ 202 = 60° 200 $\angle$ 131 = 72.5°
220 $\angle$ 311 = 31.5° 311 $\angle$ $\bar{3}$ 11 = 50.5° 311 $\angle$ 13 $\bar{1}$ = 63.0° 111 $\angle$ $\bar{3}$ 11 = 80°
311 $\angle$ $\bar{3}$ 11 = 35.1° 200 $\angle$ 111 = 54.7° 220 $\angle$ 3 $\bar{1}$ 1 = 64.8° ⋮



Dla układu 3 pasm Kikuchiego
porównanie wartości kątów pomiędzy
płaszczyznami z realnej dyfrakcji i
wartościami kątów z Tablic daje
3 możliwe rozwiązania
Które jest właściwe?

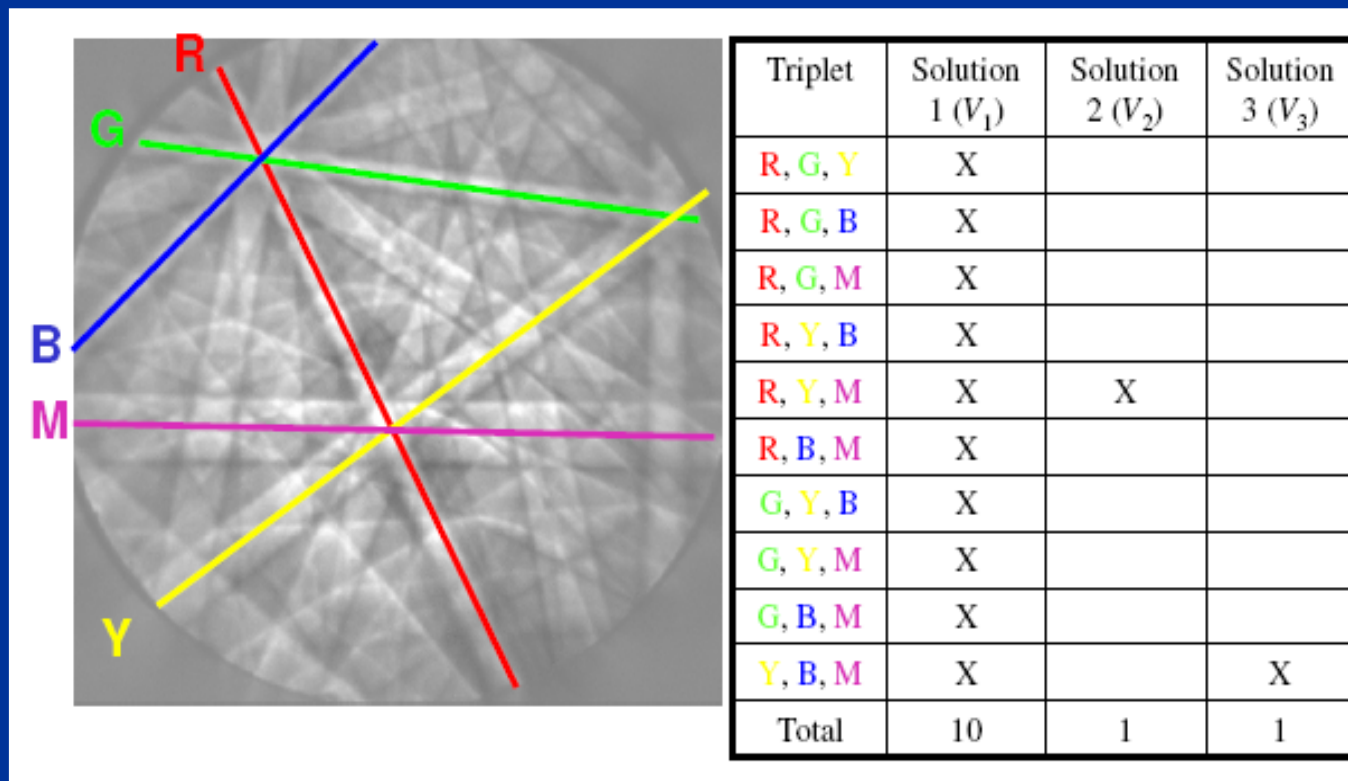


$$\# triplets = \frac{n!}{(n-3)! \cdot 3!}$$

For a given number of bands, n , used for pattern indexing, the number of band triplets is determined by this formula.

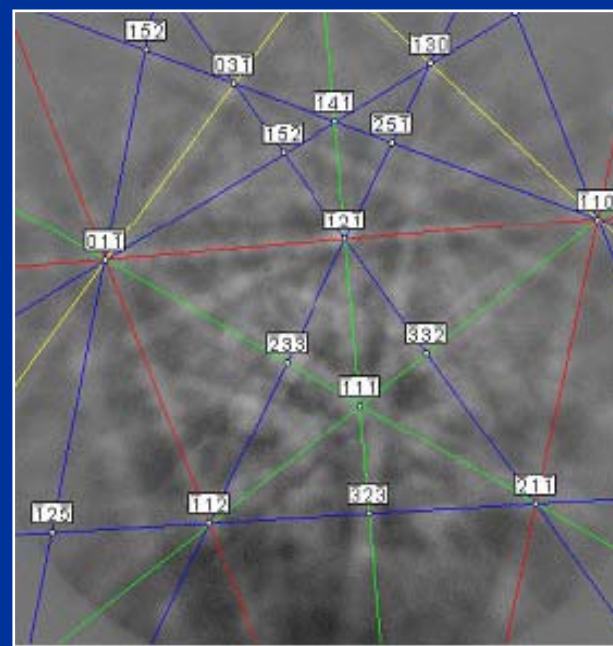
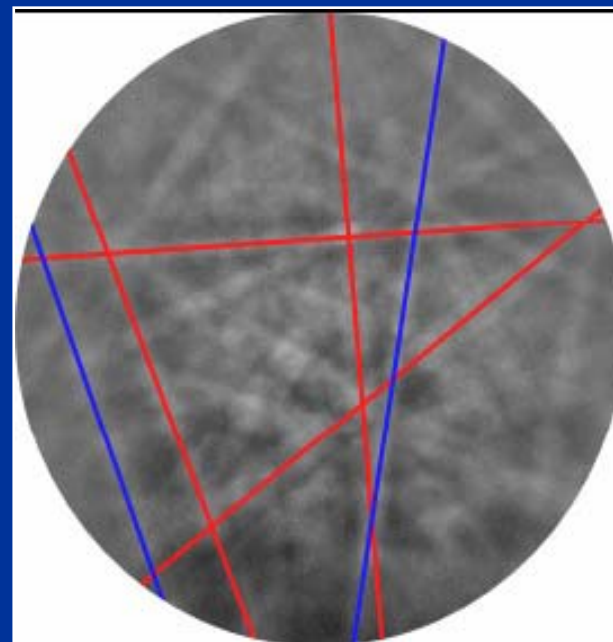
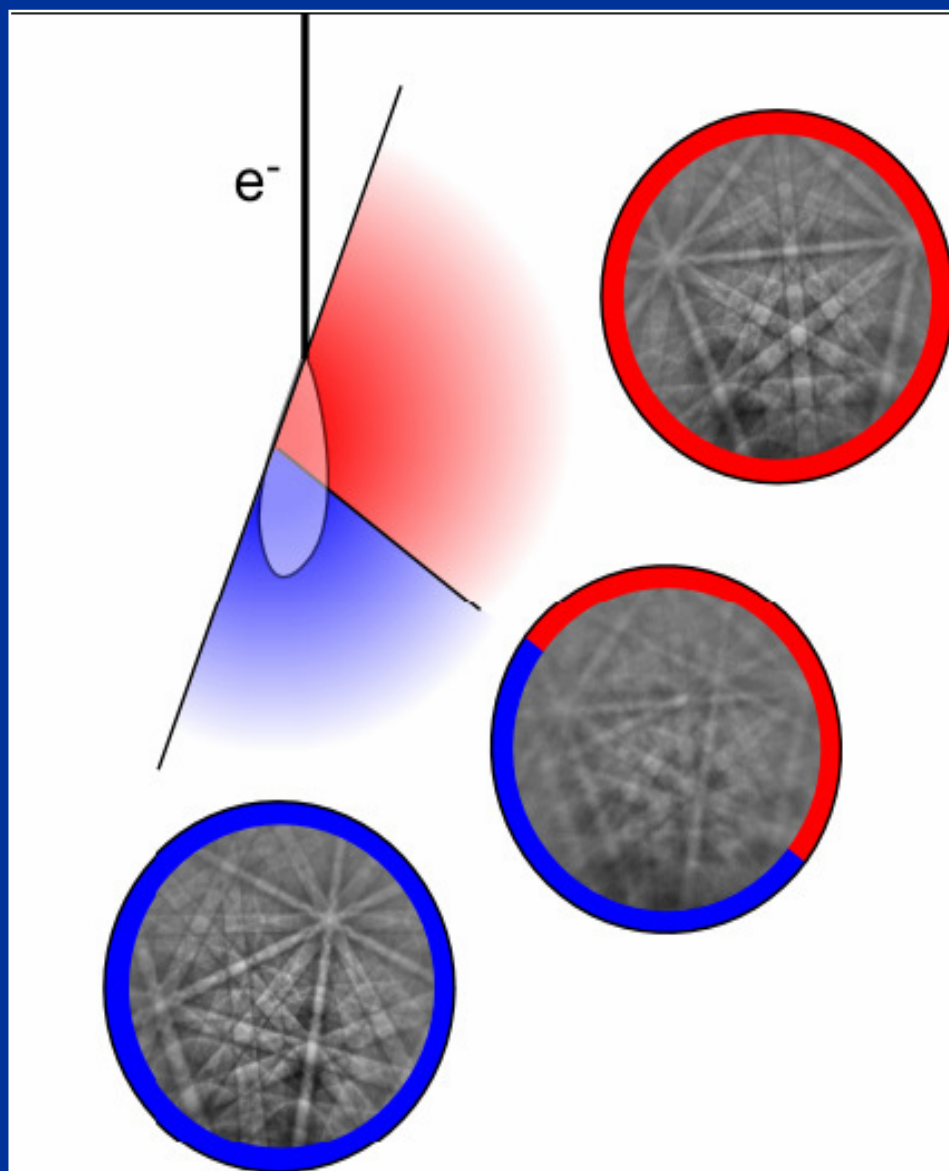
Typically 7 to 9 detected bands are used for automatic indexing.

n	$\# triplets$
3	1
4	4
5	10
6	20
7	35
8	56
9	84

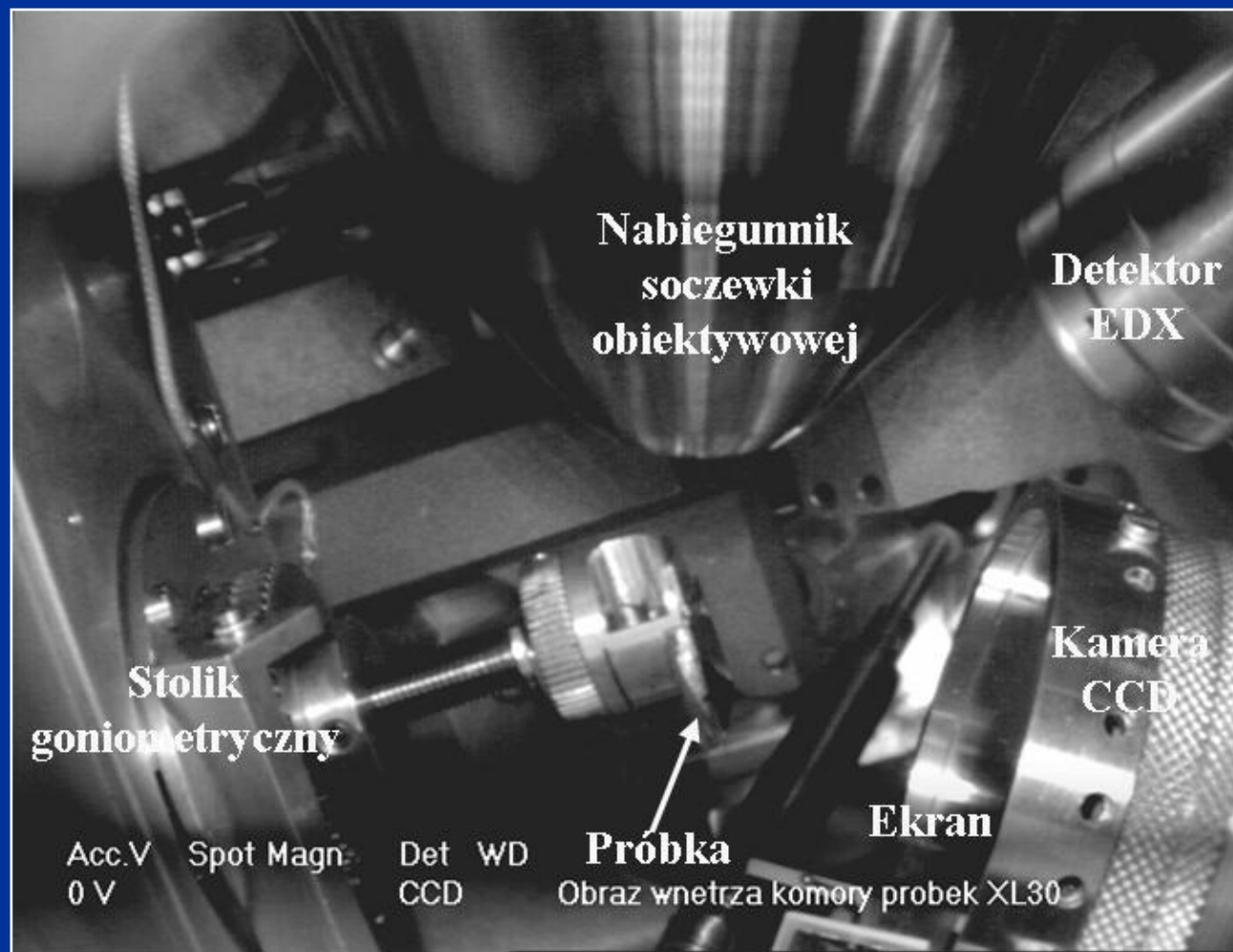


Dla zestawu 5 pasm – możliwe 10 kombinacji trójkowych
Dla 10 kombinacji trójkowych - tylko rozwiązanie V_1 (10 głosów).
Rozwiązanie V_2 (1 głos) i rozwiązanie V_3 (1 głos)

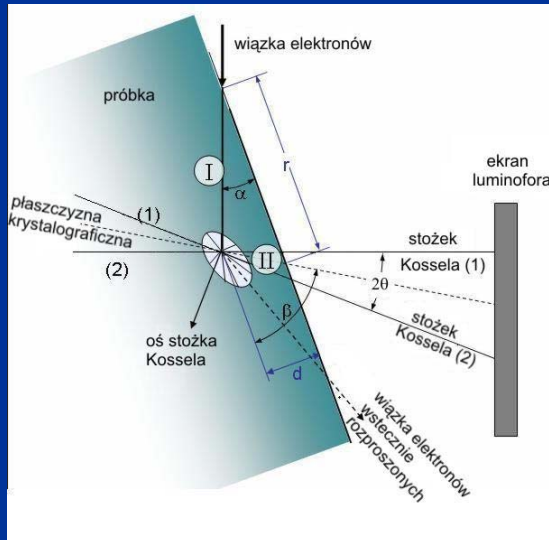
Confidence Index (CI - TSL)
Mean Angle of Deviation (MAD- HKL)



C-SEM (HV)



Kilka uwag praktycznych

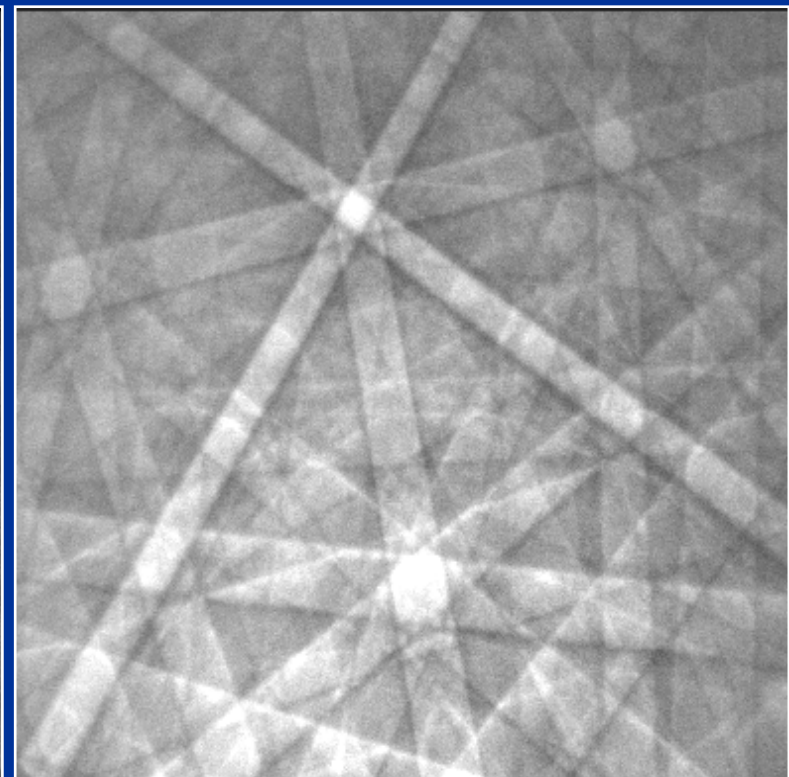
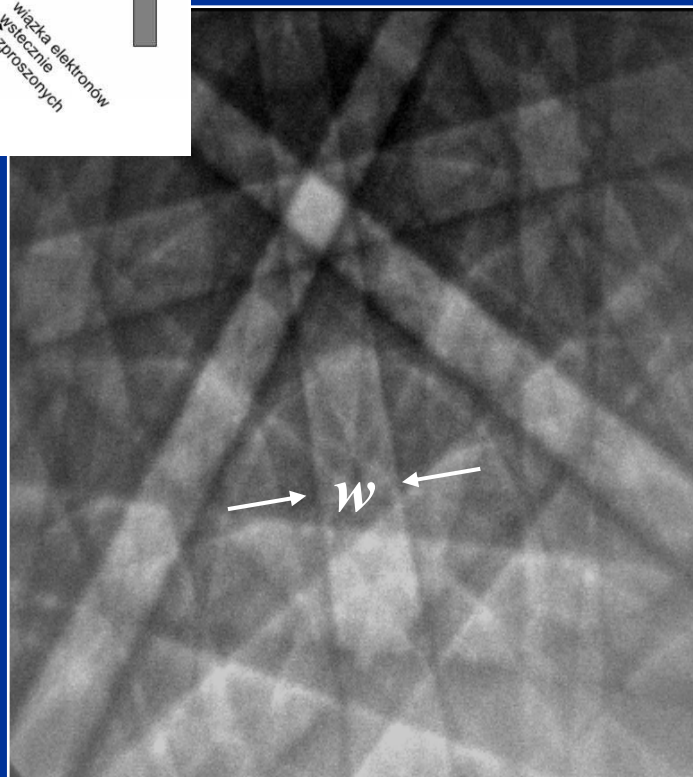


$$w = 2l\theta$$

w - szerokość
pasma

$$n\lambda = 2d_{hkl} \sin \theta = 2d_{hkl} \theta$$

$$w = \frac{l\lambda}{d} \quad \text{gdzie : } l - \text{odległość próbka - ekran}$$

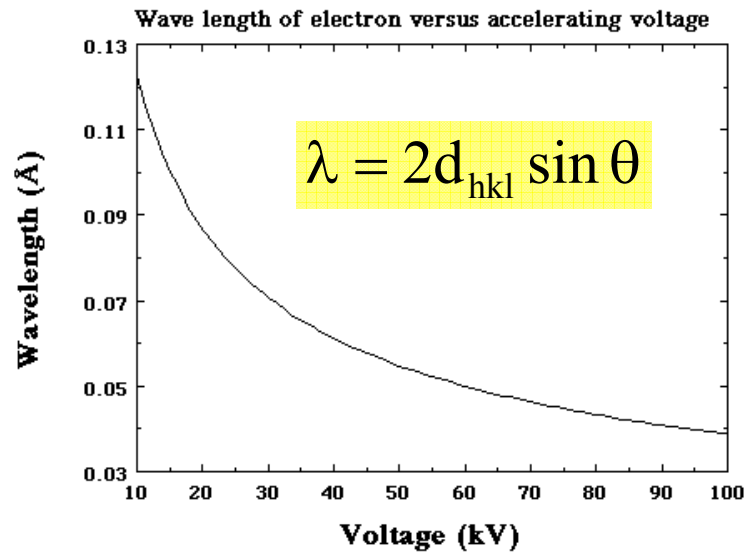


Wpływ napięcia przyspieszającego

EBSD z Si przy 10 kV i 30 kV

$$\lambda = \frac{h}{\sqrt{2m_0 eV \left[\frac{1 + eV}{2m_0 c^2} \right]}}$$

$$\lambda = \frac{12.2630}{\sqrt{V + 0.97845 \times 10^{-6} V^2}}$$



V (kV)	λ (nm)
20	0.00859
30	0.00698
40	0.00602
50	0.00536
60	0.00487
70	0.00448
80	0.00418
90	0.00392
100	0.00370
200	0.00251
300	0.00197
400	0.00164
500	0.00142
600	0.00126
700	0.00113
800	0.00103
900	0.00094
1000	0.00087
2000	0.00050
4000	0.00028

Natężenie pasma Kikuchiego pochodzącego od danej płaszczyzny hkl :

$$I_{hkl} = \left[\sum_i f_i(\Theta) \cos 2\pi(hx_i + ky_i + lz_i) \right]^2 + \left[\sum_i f_i(\Theta) \sin 2\pi(hx_i + ky_i + lz_i) \right]^2$$

gdzie: $f_i(\theta)$ atomowy czynnik rozpraszania dla elektronów,
 (x_i, y_i, z_i) cząstkowe koordynaty dla atomu i w komórce elementarnej.

Zarejestrowaną dyfrakcję porównujemy z dyfrakcją wyliczoną na podstawie powyższego równania, uważając aby uwzględniać tylko te płaszczyzny które uginają elektrony, gdyż tylko one biorą udział w tworzeniu dyfrakcji.

Czynnik strukturalny

Czynnik umożliwia on przewidywanie występowania lub nieobecności refleksów dyfrakcyjnych od różnych płaszczyzn krystalograficznych, a także proporcje ich intensywności. Opisany przezeń efekt spowodowany jest interferencją fal cząstkowych ugiętych na poszczególnych atomach komórki elementarnej.

$$A_{hkl} \propto F_{hkl} A_0$$

A_{hkl} – amplituda wiązki elektronowej ugiętej na płaszczyźnie hkl

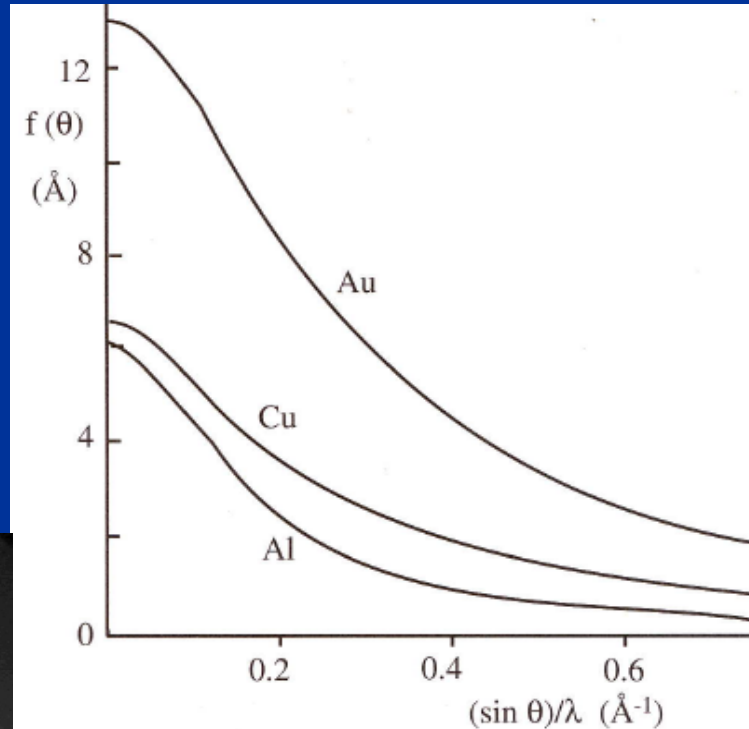
A_0 – amplituda wiązki elektronowej padającej na kryształ

F_{hkl} – czynnik strukturalny dla płaszczyzny hkl

$$\begin{aligned} F_{hkl} = & f_1(\theta) \exp[-2\pi i(hu_1 + kv_1 + lw_1)] \\ & + f_2(\theta) \exp[-2\pi i(hu_2 + kv_2 + lw_2)] \\ & + \dots \\ & + f_n(\theta) \exp[-2\pi i(hu_n + kv_n + lw_n)] \end{aligned}$$

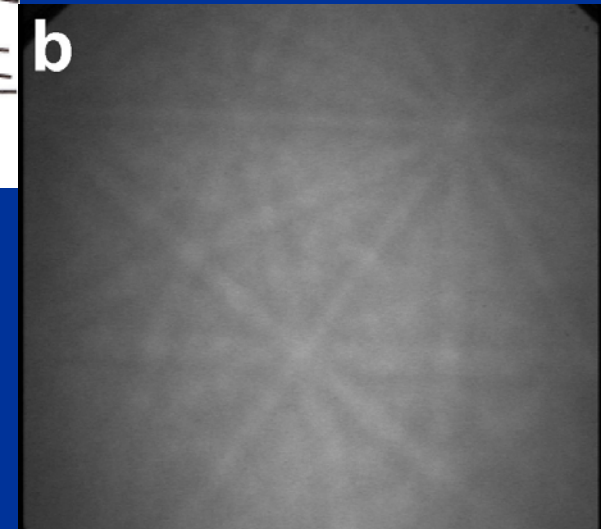
gdzie: Z – liczba atomowa, f_x –
czynniki atomowe na
rozpraszanie promieniowania
rentgenowskiego, wyrażenie
 $(\lambda/\sin\theta)$ opisuje rozpraszanie
Rutherforda elektronu na
jądrze atomowym, zaś
wyrażenie $(Z-f_x)$ opisuje
rozpraszanie elektronu na
elektronach powłok
(L.REIMER).

$$f(\theta) = \frac{m_0 e^2}{2h^2} \left(\frac{\lambda}{\sin \theta} \right)^2 (Z - f_x)$$



Al

Ta



$$\mathbf{F}_{hkl} = \sum_{j=1}^n \mathbf{f}_j(\theta) \exp[-2\pi i(\mathbf{h}\mathbf{u}_j + \mathbf{k}\mathbf{v}_j + \mathbf{l}\mathbf{w}_j)]$$

Dla n liczby atomów w komórce elementarnej

W pewnych przypadkach płaszczyzny nie uginają elektronów – dyfrakcja nie zachodzi – *forbidden reflections*

Np. 100 dla fcc (Au) – atomy Au rozmieszczone są na narożach komórki elementarnej i na środkach płaszczyzn.

4 atomy tworzące komórkę elementarną zajmują pozycje: $[0,0,0]$, $[0,1/2,1/2]$, $[1/2,0,1/2]$, $[1/2,1/2,0]$

Czynnik strukturalny

$$F_{hkl} = f_1(\theta) \begin{pmatrix} \exp[-2\pi i(1 \cdot 0 + 0 \cdot 0 + 0 \cdot 0)] \\ + \exp[-2\pi i(1 \cdot 0 + 0 \cdot \frac{1}{2} + 0 \cdot \frac{1}{2})] \\ + \exp[-2\pi i(1 \cdot \frac{1}{2} + 0 \cdot 0 + 0 \cdot \frac{1}{2})] \\ + \exp[-2\pi i(1 \cdot \frac{1}{2} + 0 \cdot \frac{1}{2} + 0 \cdot 0)] \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \exp[0] \\ + \exp[0] \\ + \exp[-\pi i] \\ + \exp[-\pi i] \end{pmatrix} = 0$$

W obliczeniach praktycznych, wygodna jest na ogół równoważna „rozwinięta” postać wyrażenia na F_{hkl} :

$$F_{hkl} = \sum_{j=1}^n f_j(\Theta) \cos 2\pi(hx_n + ky_n + lz_n) - i \sum_{j=1}^n f_j(\Theta) \sin 2\pi(hx_n + ky_n + lz_n)$$

x, y, z – położenia atomu n

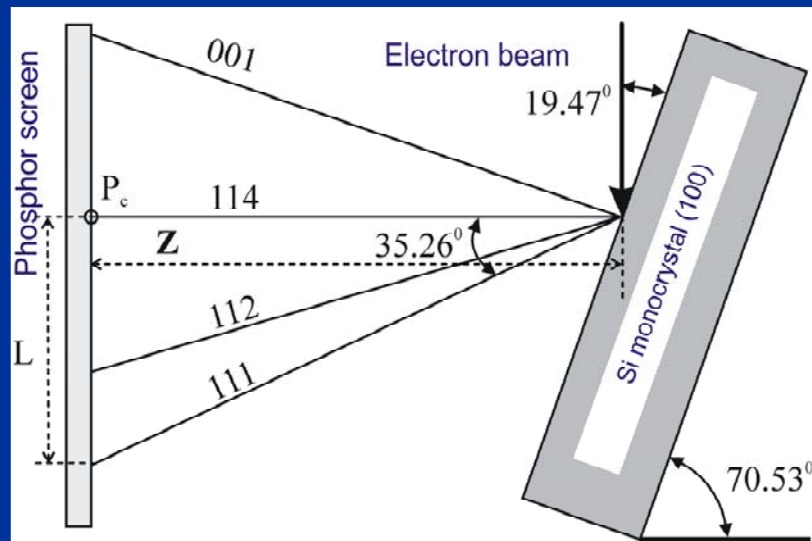
hkl – wskaźniki Millerowskie płaszczyzn

<http://www.ftj.agh.edu.pl/~Wierzbanowski/Dyfrakcja.pdf>

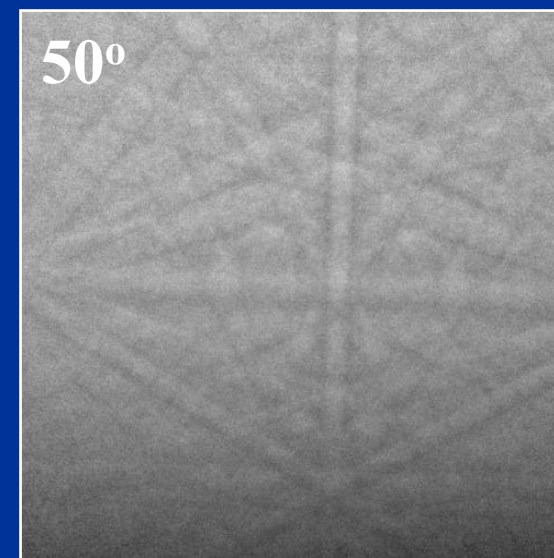
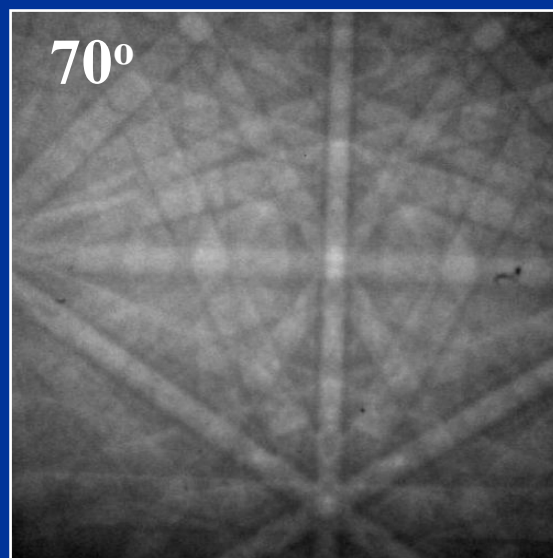
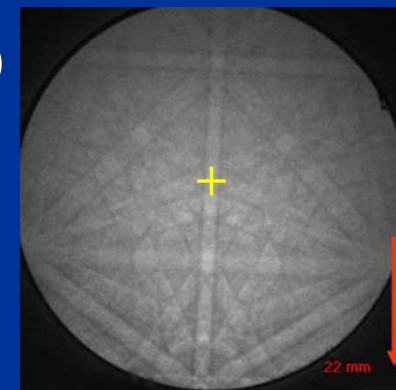
Dla Al

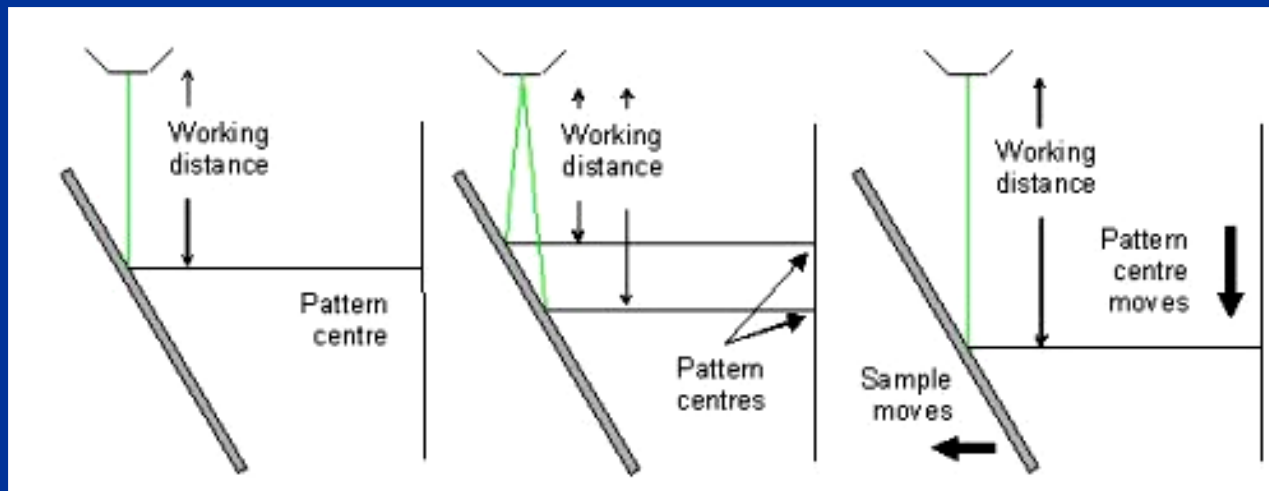
Reflectors	No.	d-spacing, Å	Intensity %
{111}	4	2.338	100.0
{200}	3	2.025	69.4
{202}	6	1.432	27.6
{113}	12	1.221	18.2
{222}	4	1.169	16.2
{400}	3	1.013	11.2
{331}	12	0.929	9.0
{402}	12	0.906	8.4
{422}	12	0.827	6.6
etc.			

Pattern Centre – dlaczego pochylamy próbkę o 70° ?

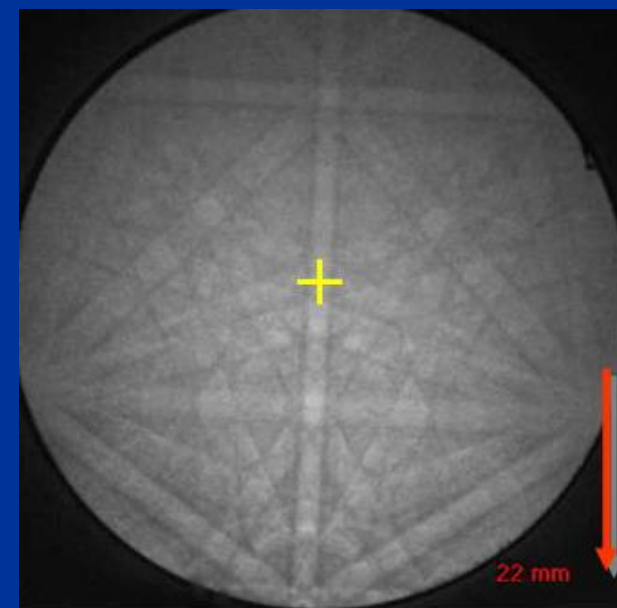
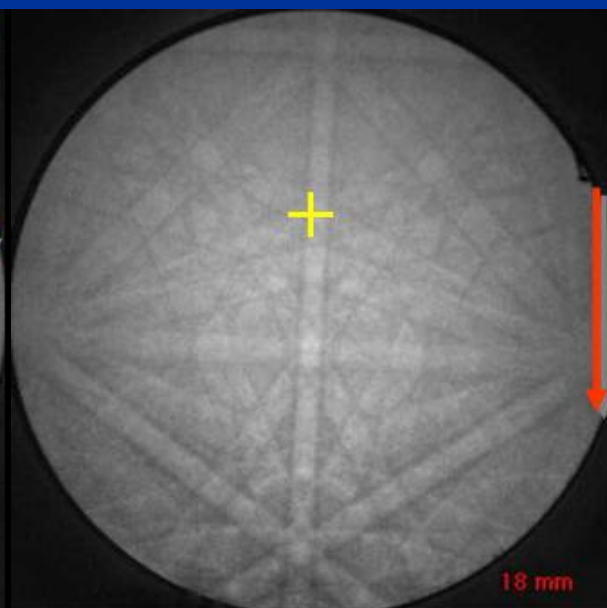
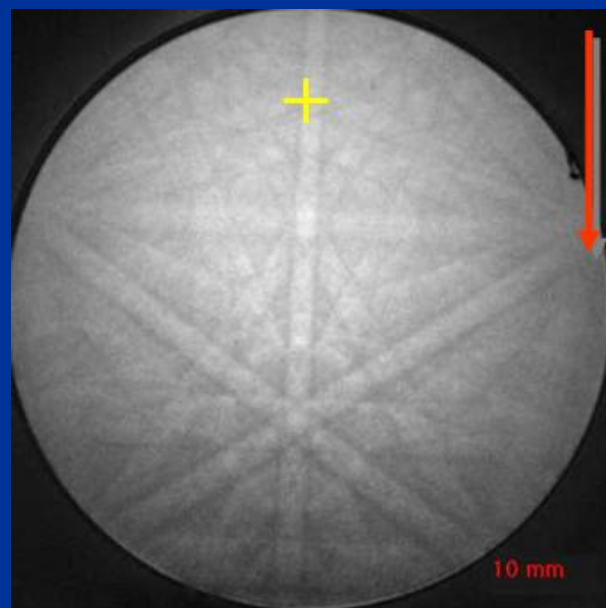


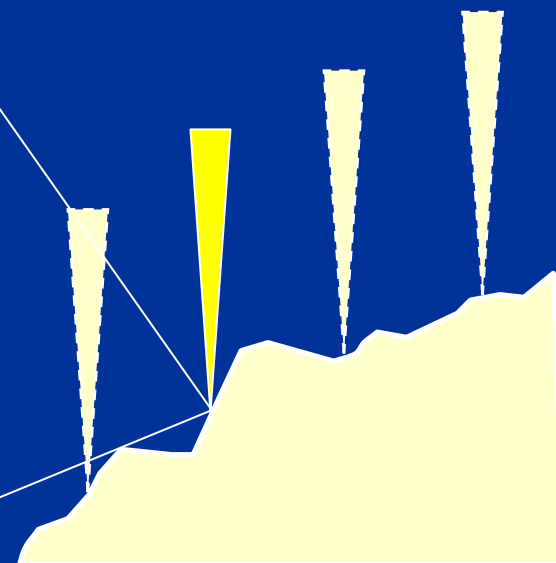
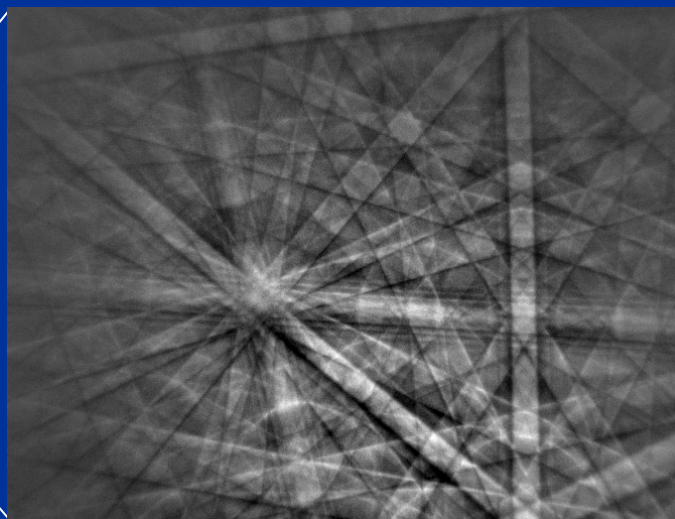
Pattern Centre (PC)
Punkt na ekranie
luminoforu leżący
najbliżej źródła
elektronów
generującego dyfrakcje



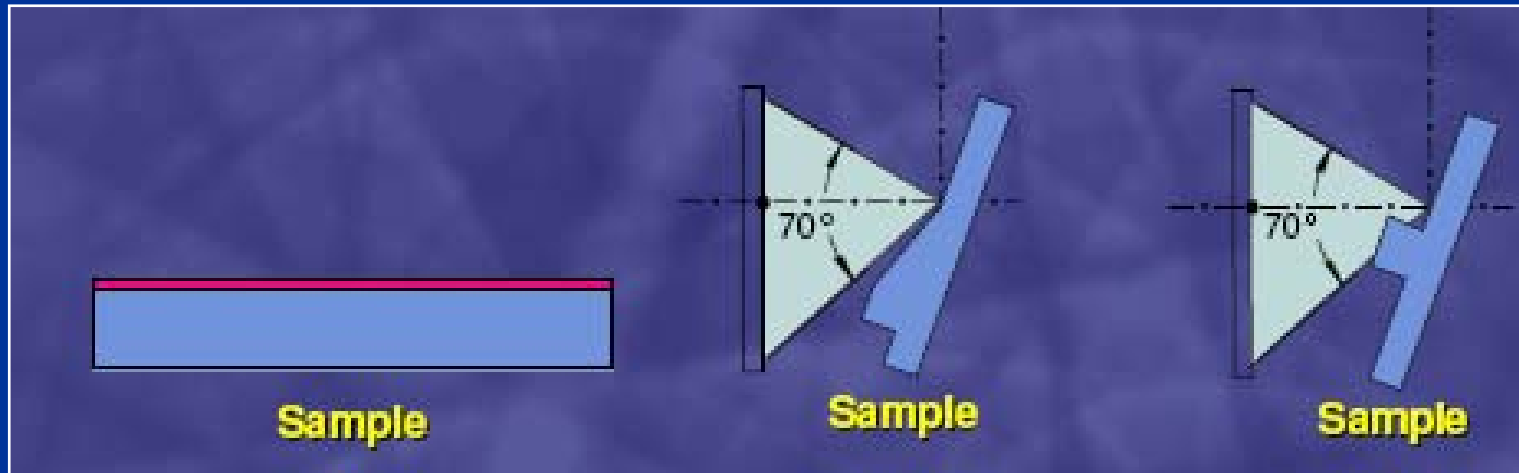


Gdy zmienia się
WD (*Working Distance*) ulega
zmianie położenie
PC (*Pattern Centre*)



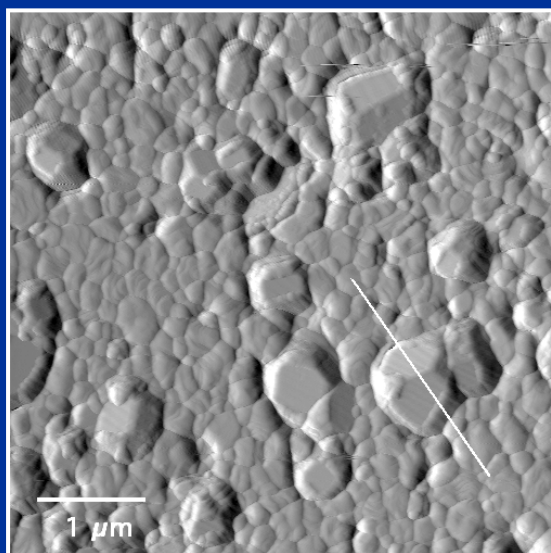


Przygotowanie próbek do badań

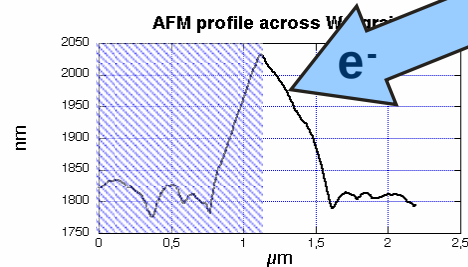


Ponieważ informacja pochodzi z głębokości ~ 50 nm,
dlatego konieczna jest:

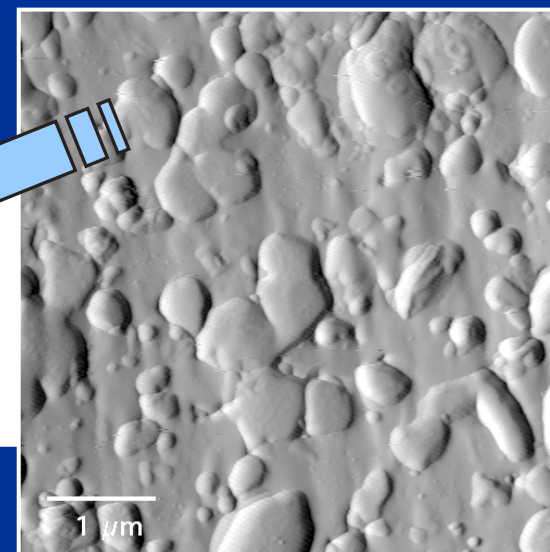
- Ciągłość struktury krystalograficznej aż do powierzchni
- Gładka powierzchnia bez wypukłości („shadowing”) oraz
- Brak warstwy zdeformowanej, tlenkowej, napyłonej



Trawienie termiczne
Y-TZP (0.2 - 0.3 μm) /WC



AFM profile across WC grain

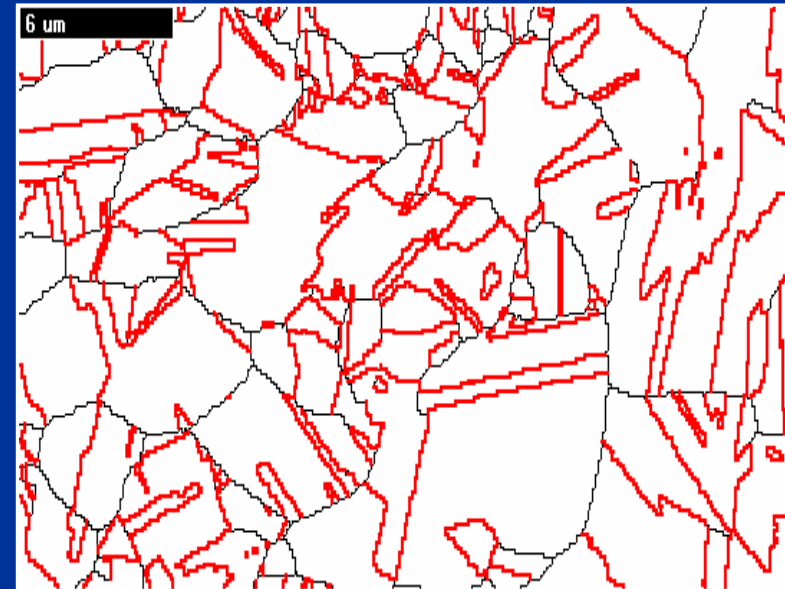


Polerowanie koloidalną krzemionką
Y-TZP (0.2 - 0.3 μm) /WC

Przykłady

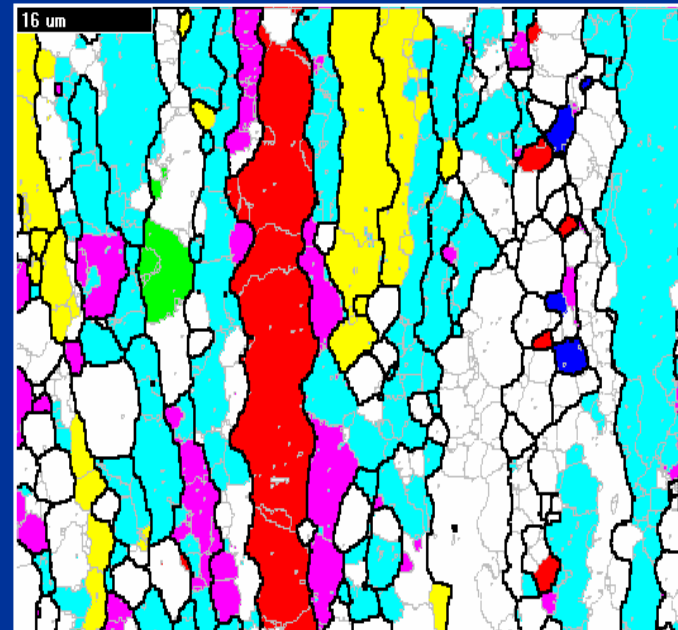
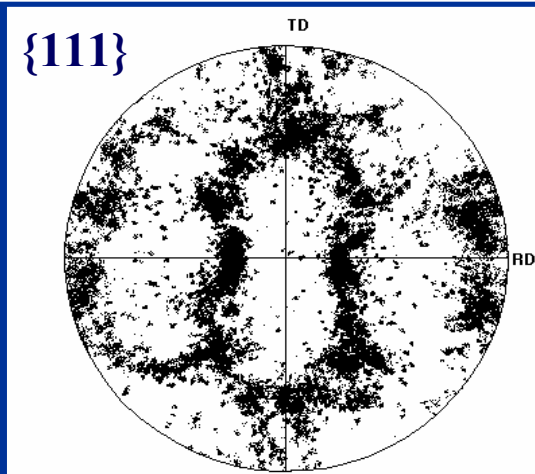
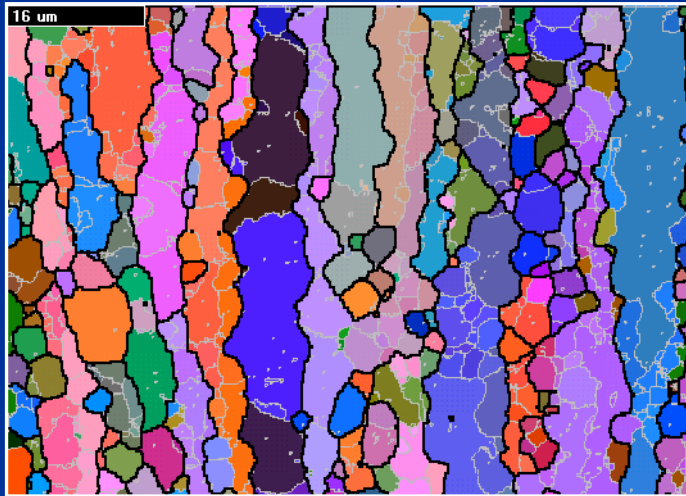


**Granice międzyziarnowe w
mosiądzu
Mapa orientacji**



**Granice CSL (Coincidence Site
Lattice) w mosiądzu
 $\Sigma 3$ (granice bliźniacze) – 67%**

Analiza tekstury

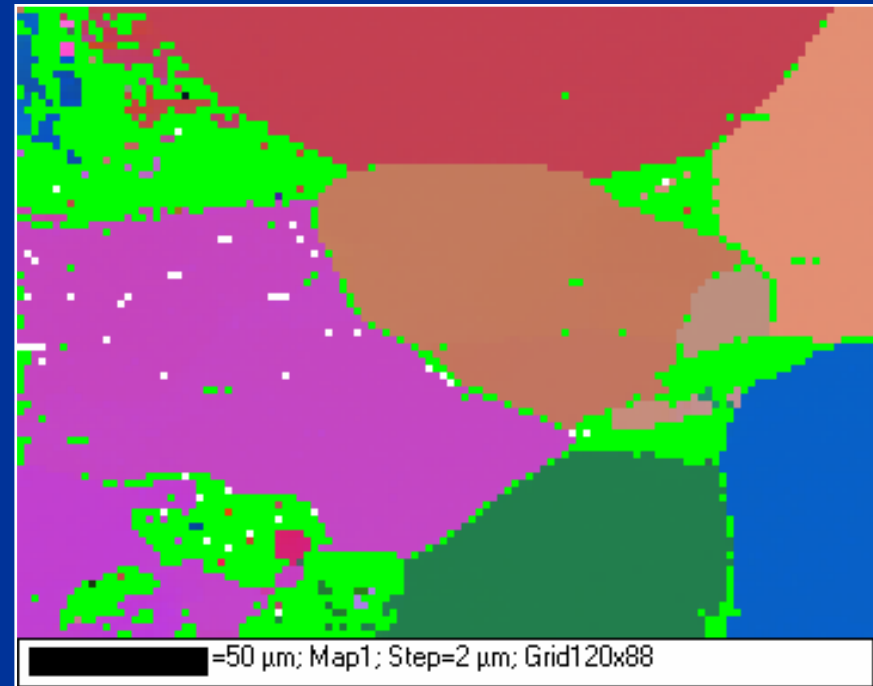
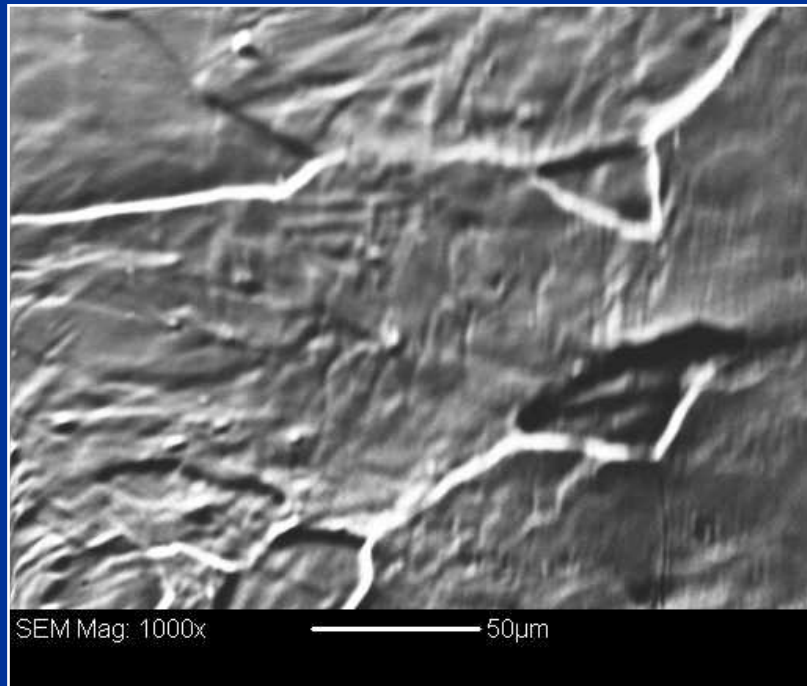


- Brass $\{011\}\langle 112 \rangle$
- Copper $\{112\}\langle 111 \rangle$
- Cube $\{001\}\langle 100 \rangle$
- Goss $\{011\}\langle 100 \rangle$
- P $\{011\}\langle 122 \rangle$
- S $\{123\}\langle 634 \rangle$

Stop AA5182 walcowany na gorąco

Prof. J.Humphries, UM

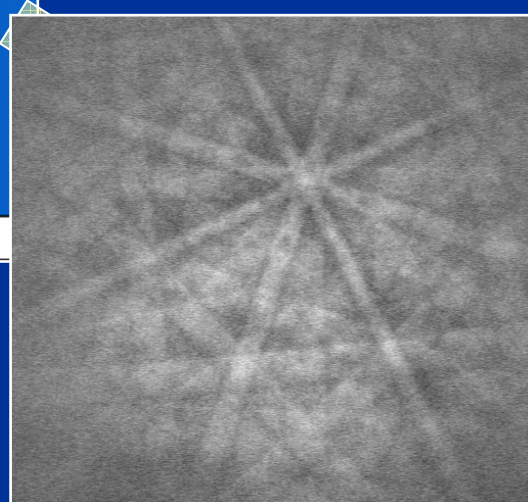
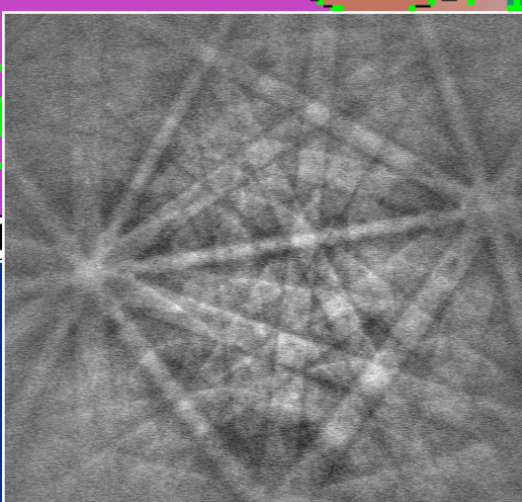
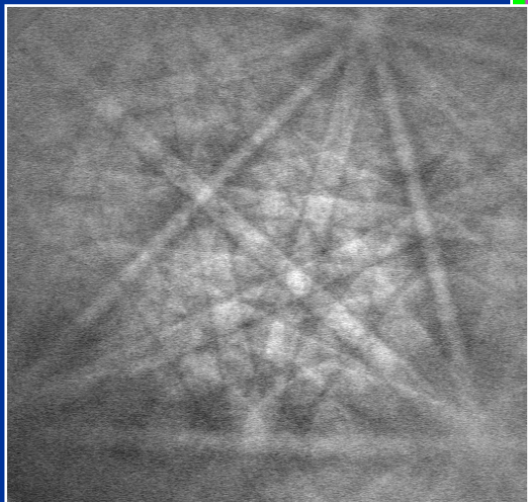
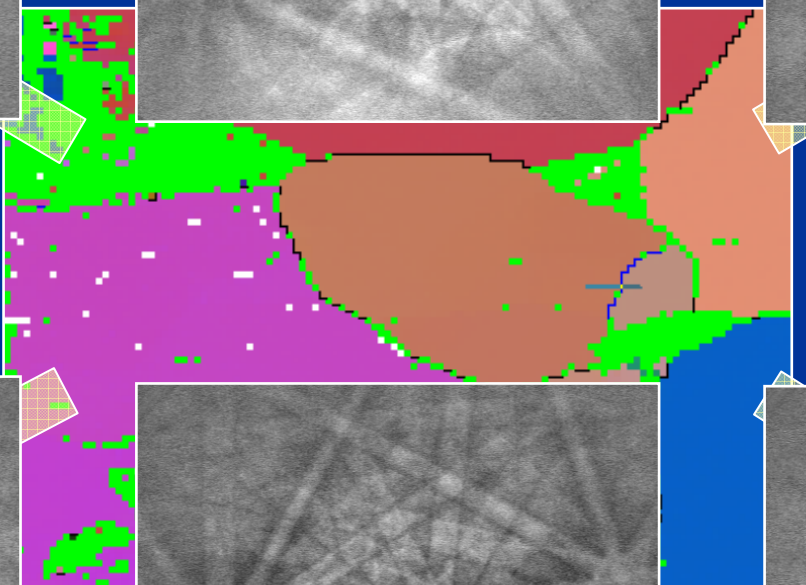
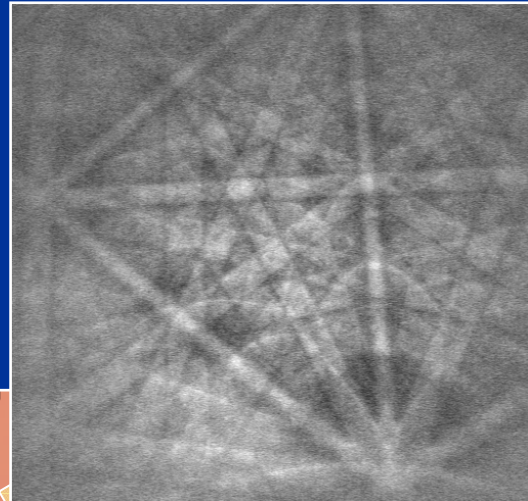
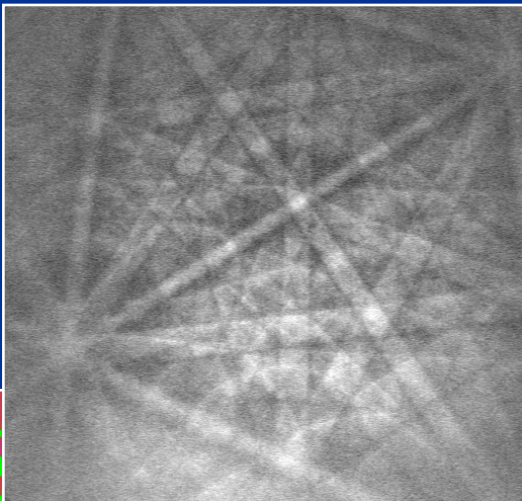
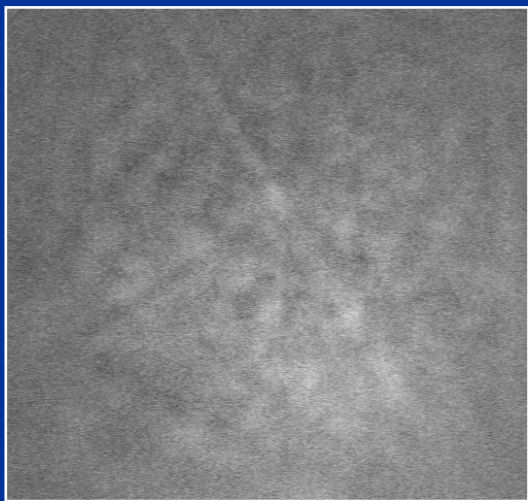
Fe0.05wt%C 725°C 554h



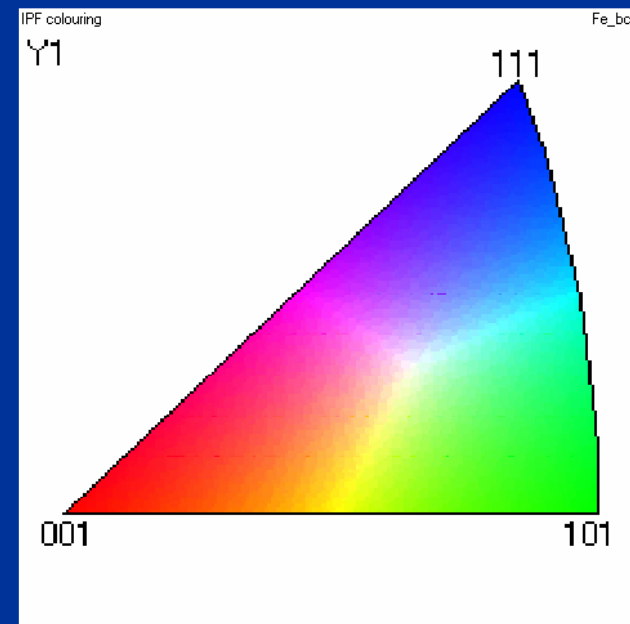
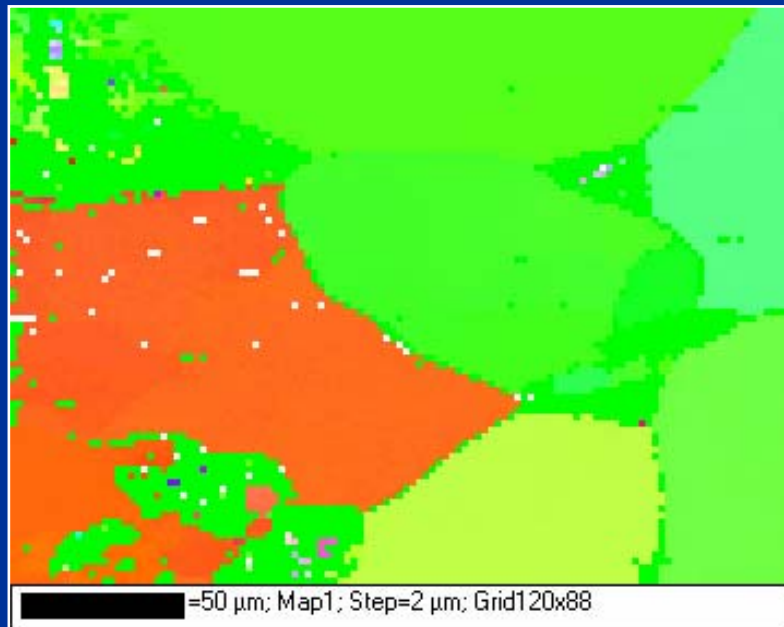
Dodatkowy detektor elektronów rozproszonych do przodu (foreward scattered electrons) do obrazowania miejsc na próbce, z których rejestrowane są dyfrakcje

Mapa zmian orientacji

All Euler Map

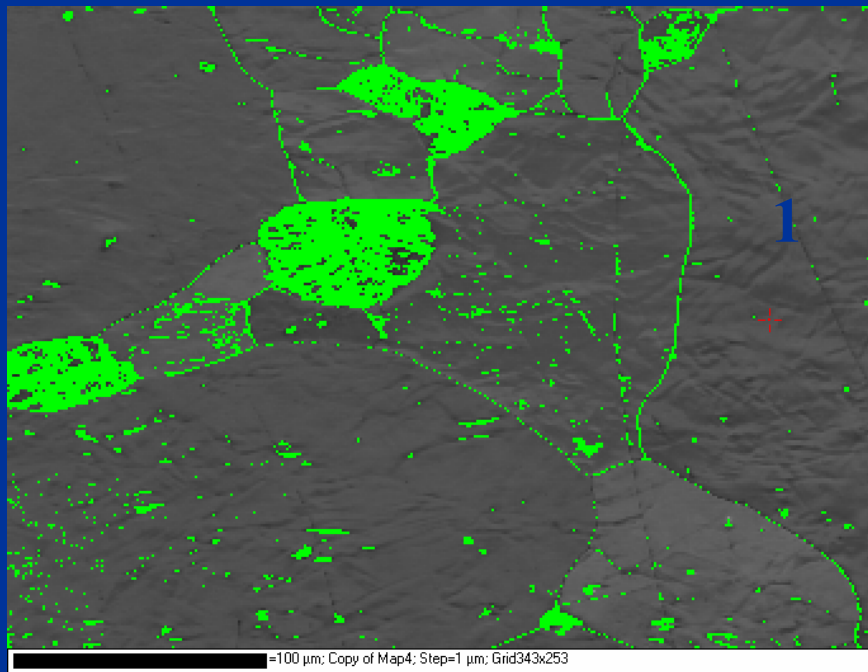


Fe0.05wt%C 725°C 554h

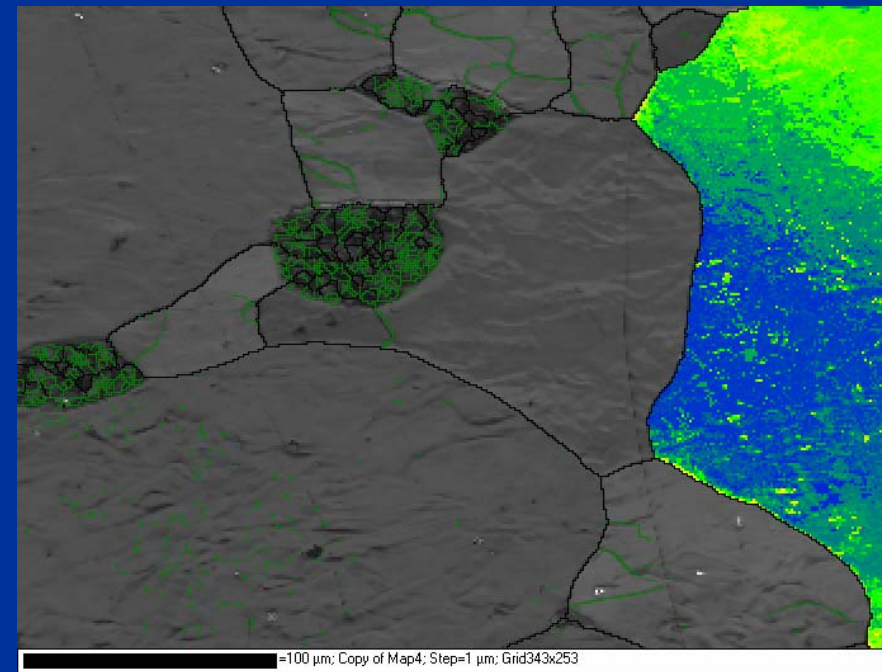


Mapa IPF (*Inverse Pole Figure Map*)
Kodowanie kolorów wskazuje kierunek kryształu
równoległy do kierunku referencyjnego

Fe0.05wt%C 725°C 554h



Mapa BC (*Band Contrast*)

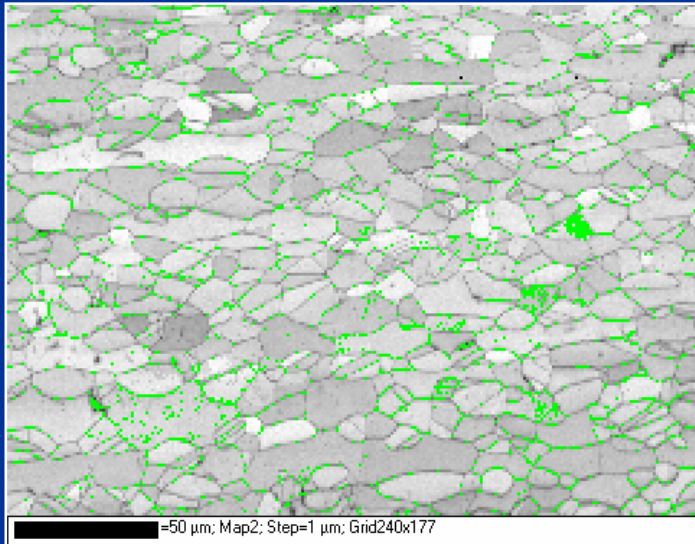


Mapa TC (*Texture Component Map*)

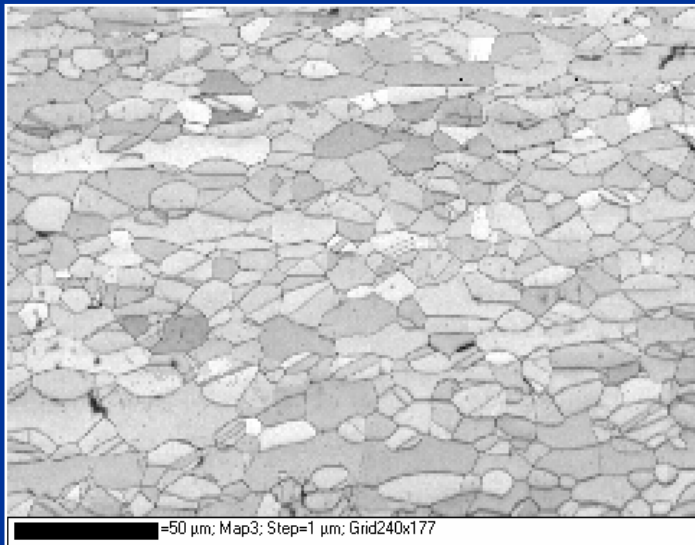
Idealna orientacja ziarna 1:

$\varphi_1=130.6^\circ$, $\Phi=40.1^\circ$, $\varphi_2=67.0^\circ$,
odchylenie od idealnej orientacji 1°

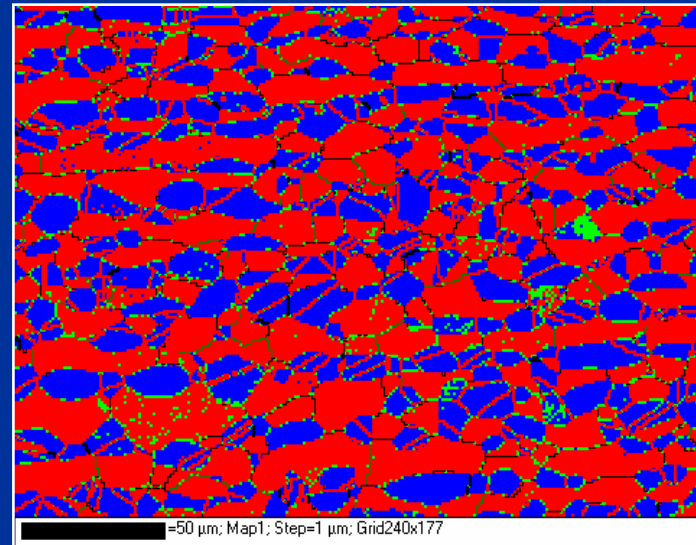
STAL DUPLEX



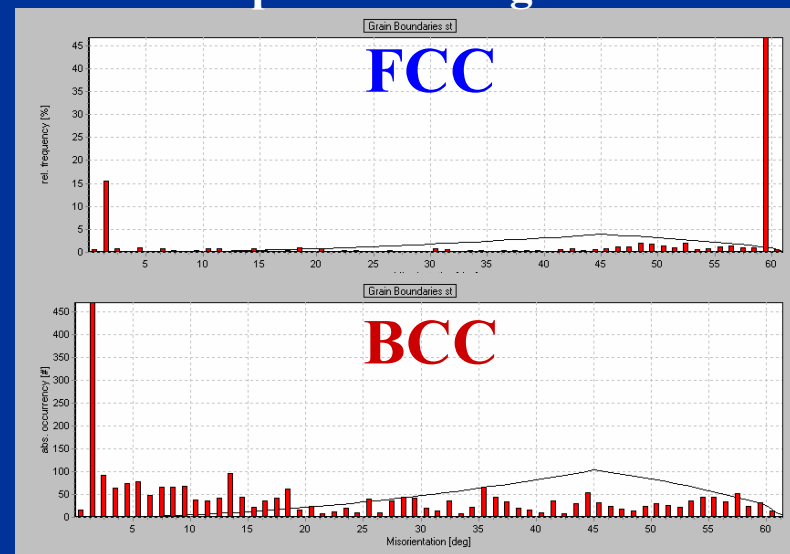
Mapa BC (*Band Contrast*) +Noise

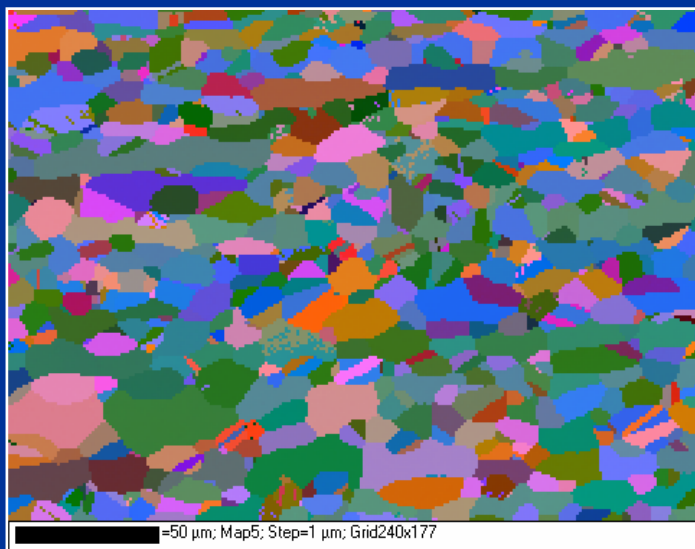


Mapa BC (*Band Contrast*)

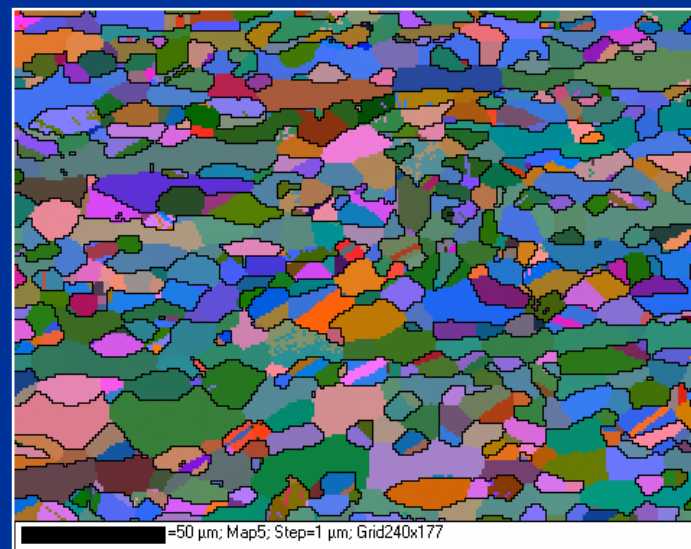


Mapa fazowa + granice

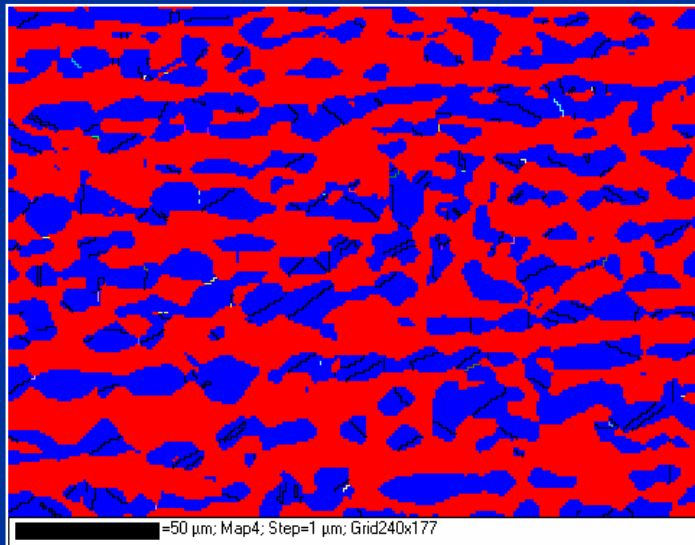




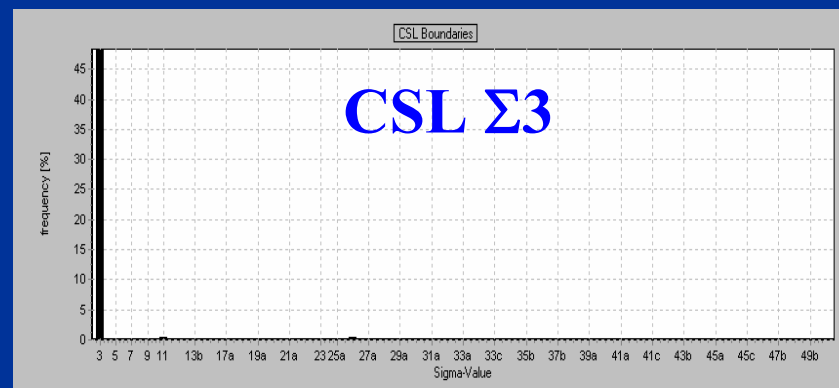
Mapa orientacji



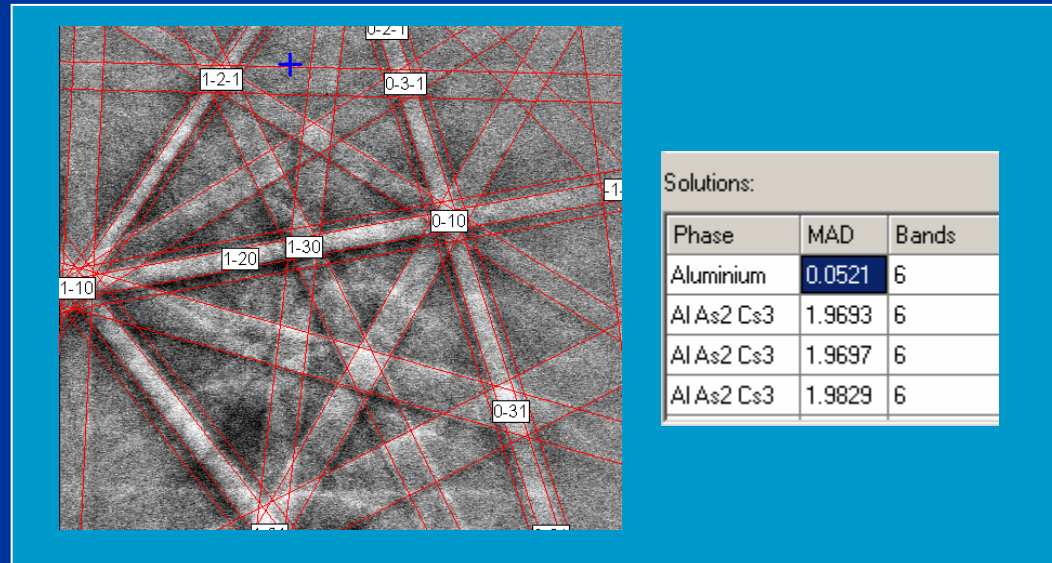
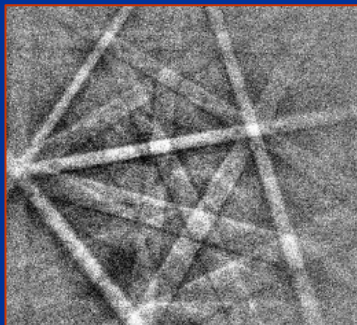
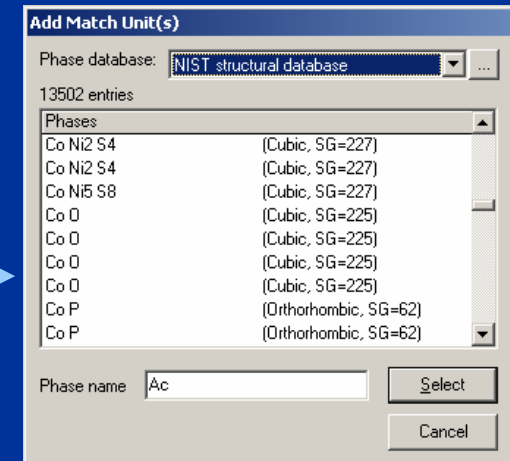
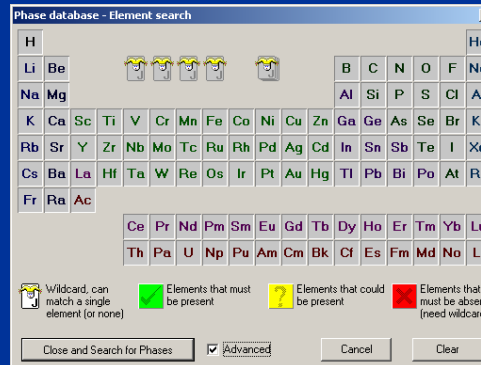
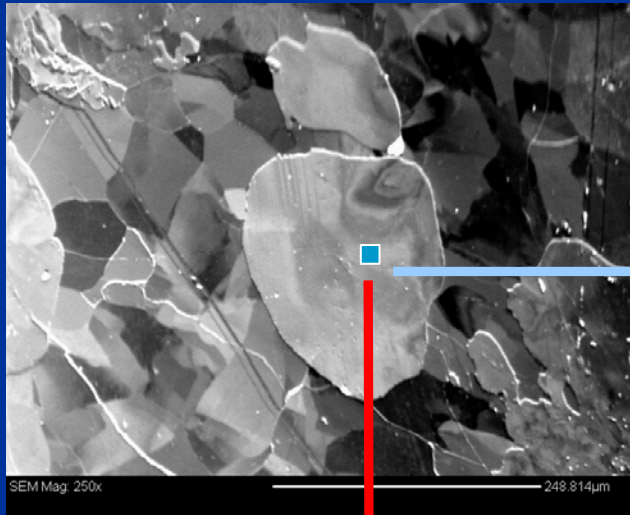
Mapa orientacji + granice fazowe



Mapa fazowa

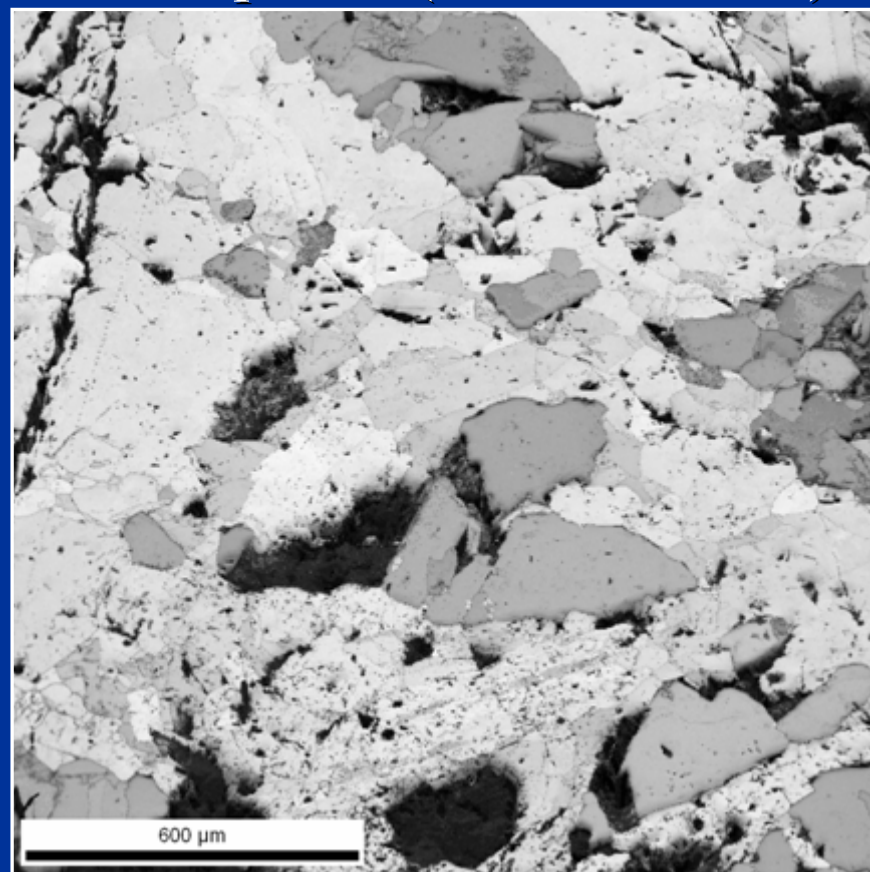


EBSD/OIM – technika wymagająca wzorców

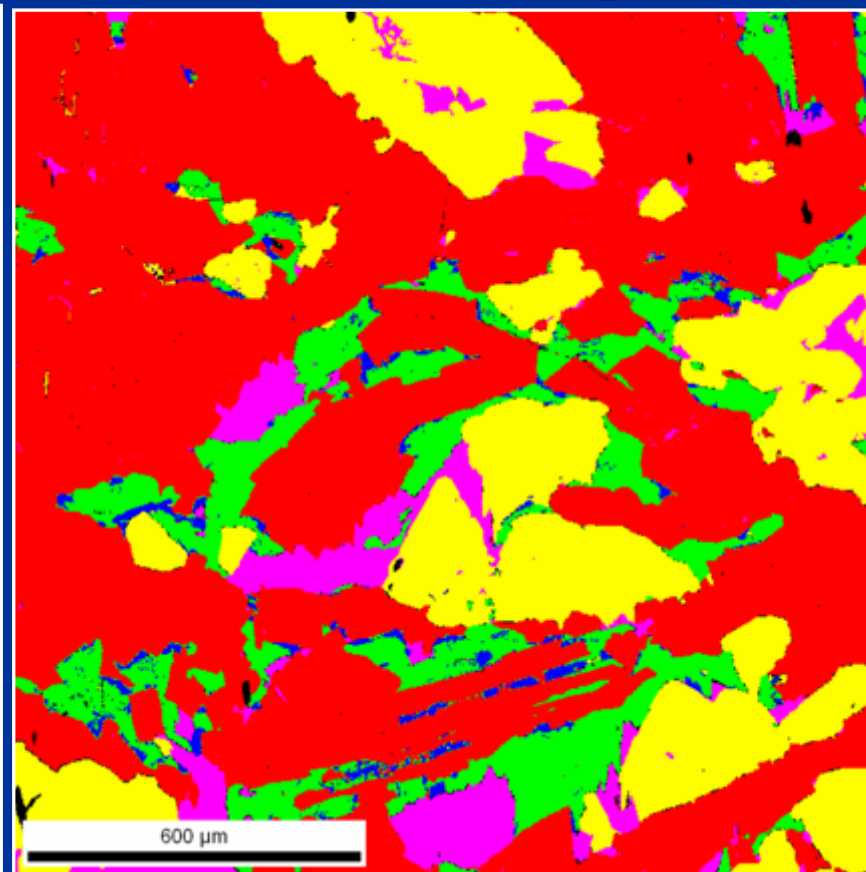


SZMERGIEL (skała zawierająca m.in. korund i magnetyt)

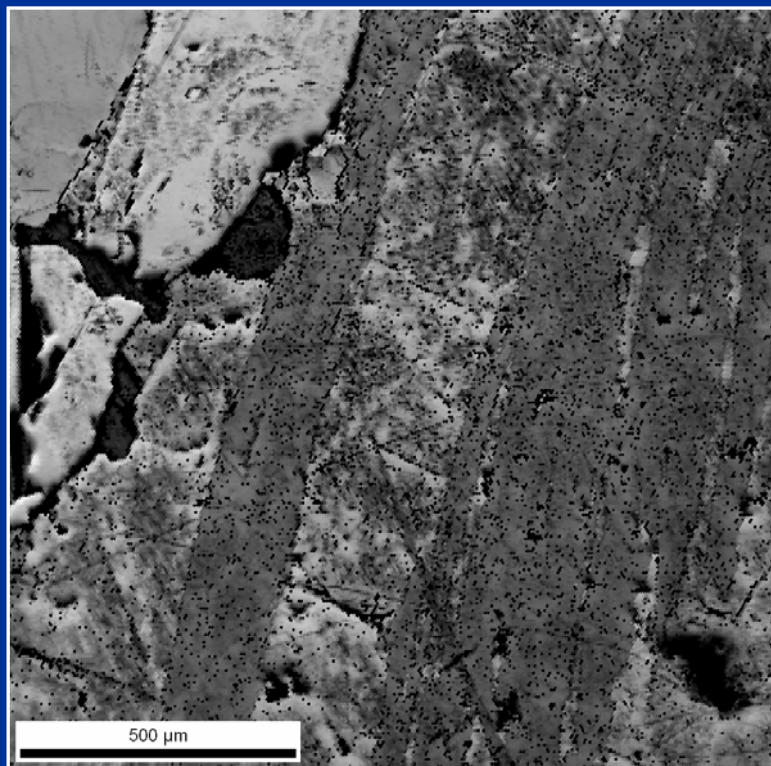
Mapa BC (*Band Contrast*)



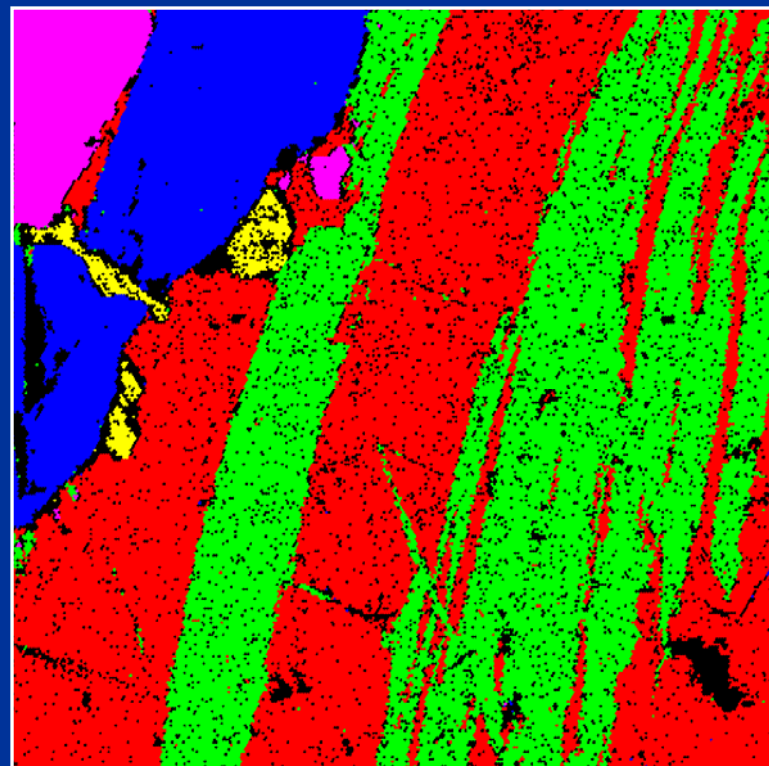
Mapa fazowa



Mapa BC (*Band Contrast*)

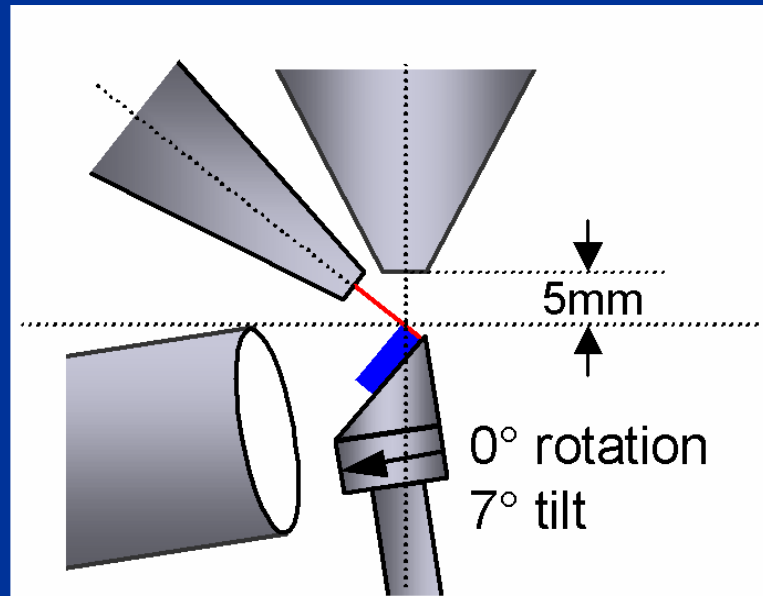


Mapa fazowa

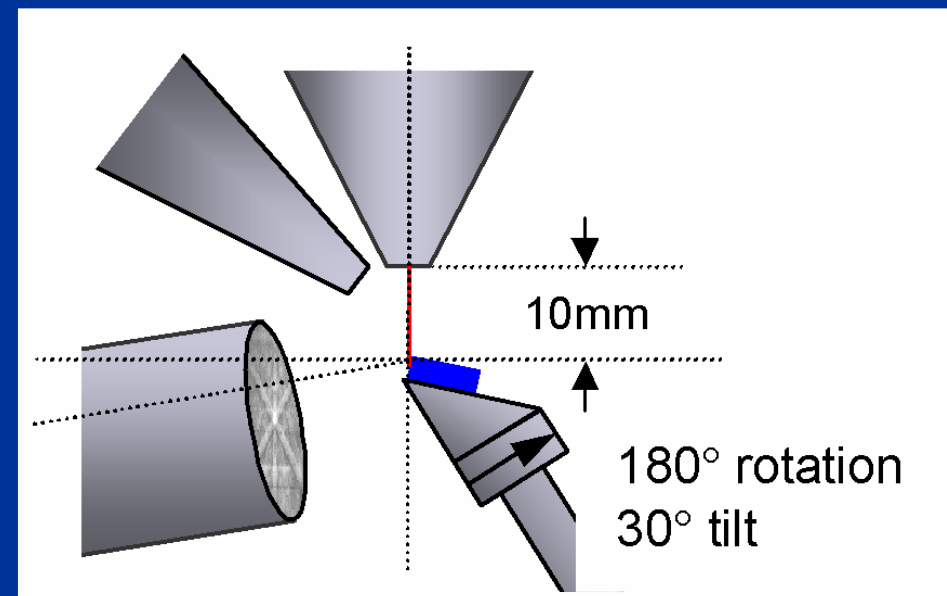


Phase	Total Fraction	Partition Fraction
Chalcopyrite	0.395	0.445
Cubanite	0.330	0.372
Amphibole	0.010	0.011
Iron Oxide	0.115	0.130
Iron Sulfide	0.039	0.044

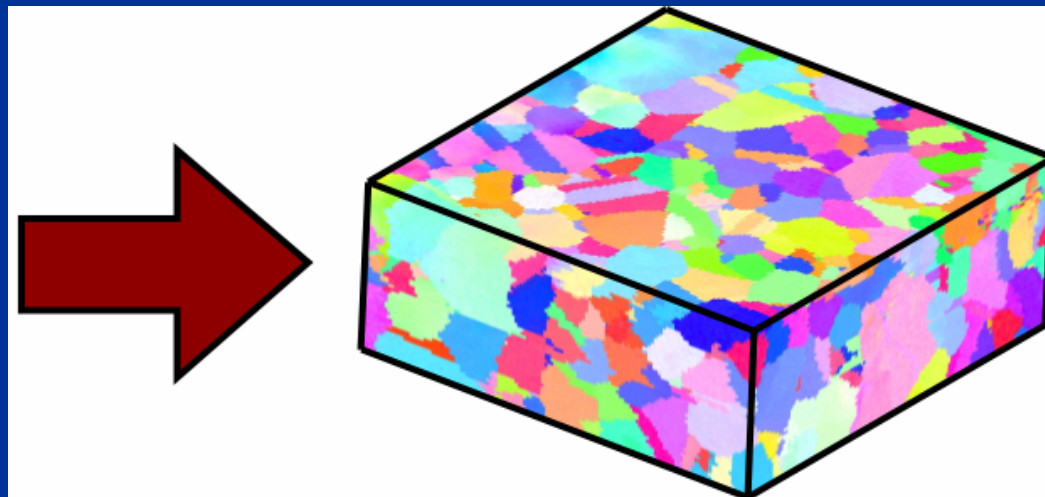
3D EBSD



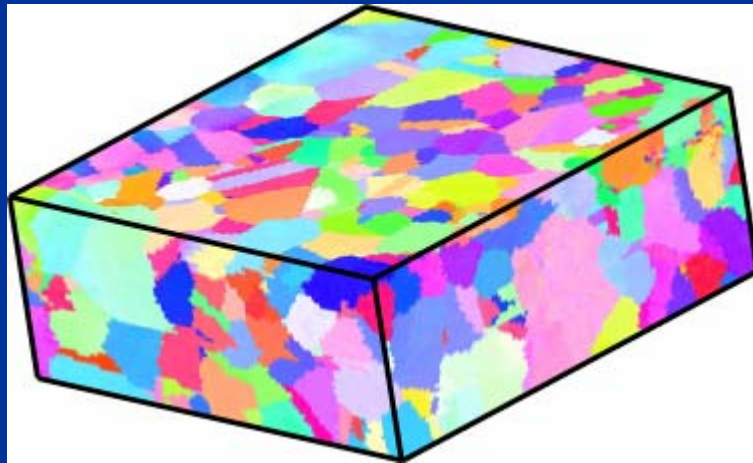
Dual Beam FIB-SEM



3D EBSD

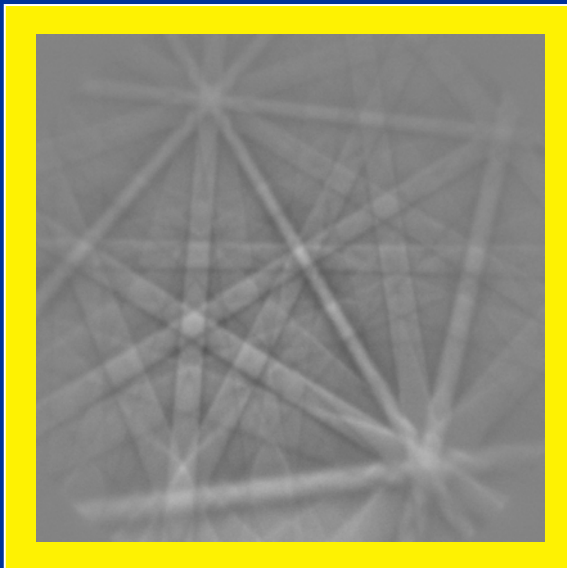


3D EBSD

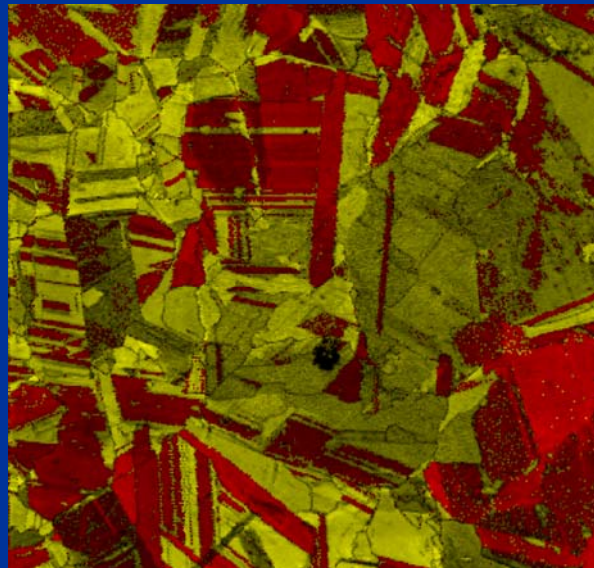


EBSA - Analiza przemian fazowych

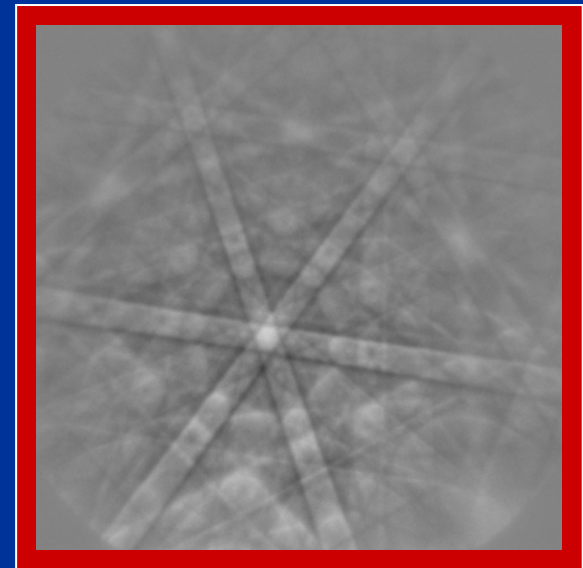
Kobalt β : faza
wysokotemperaturowa
sieć FCC

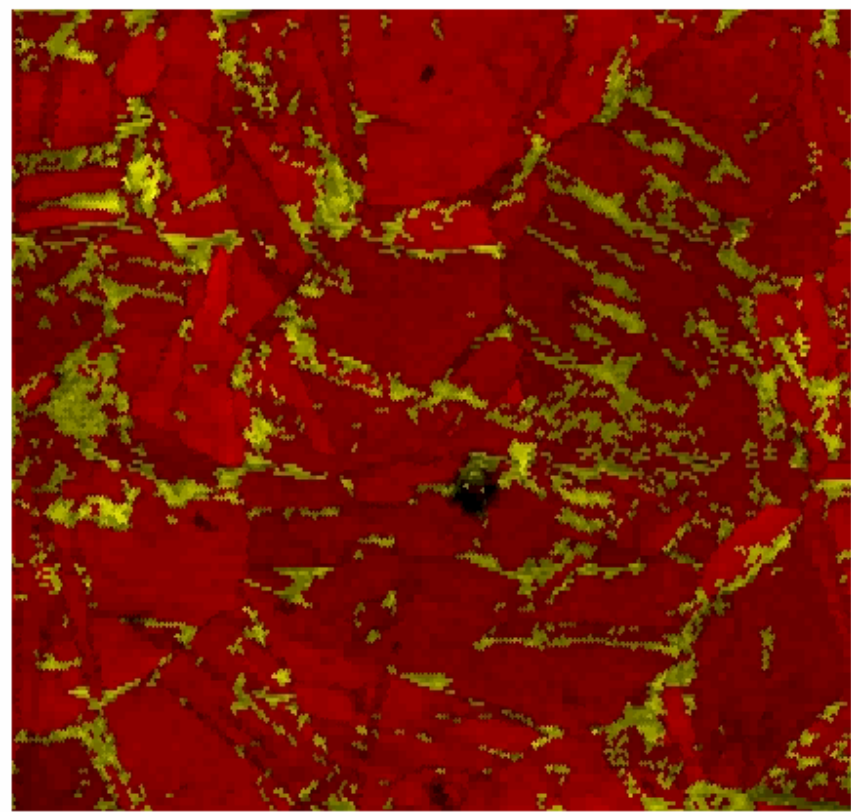
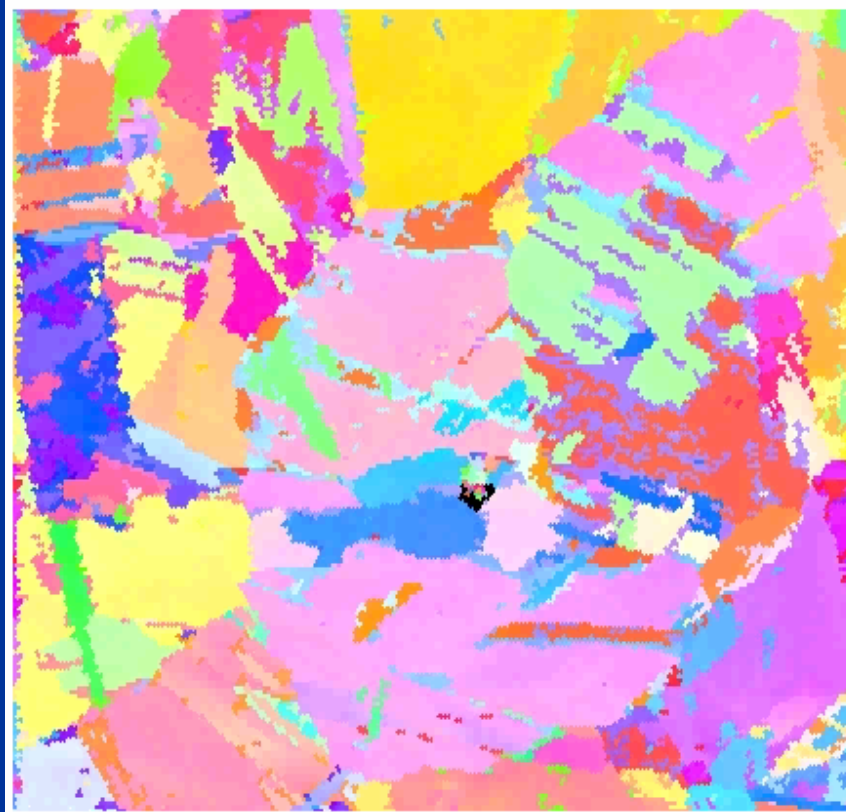
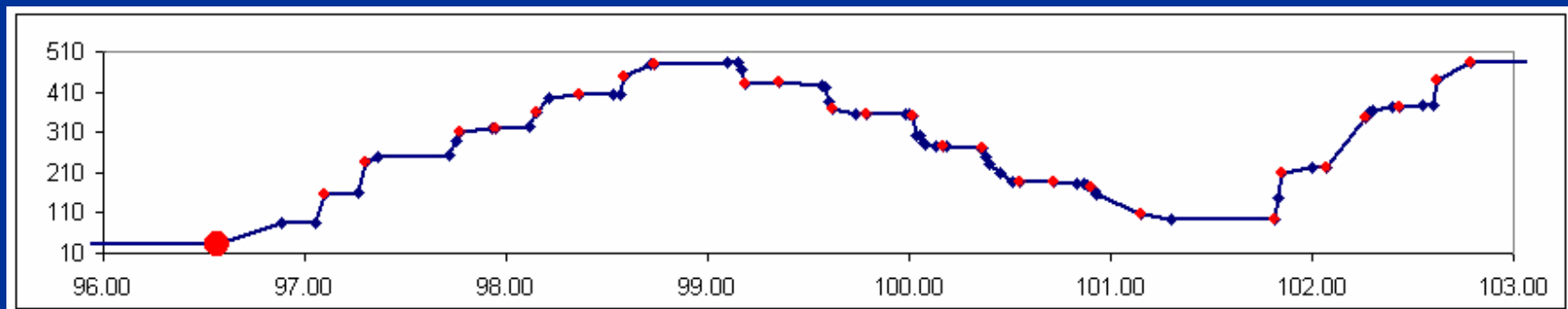


Temperatura przemiany
alotropowej 417°C

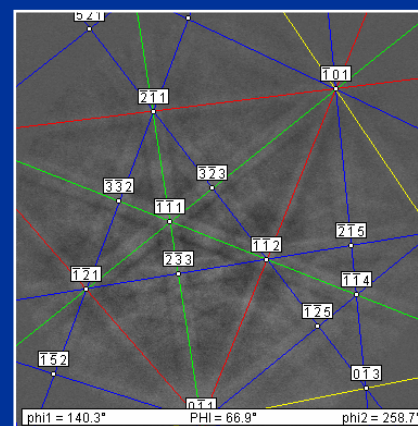
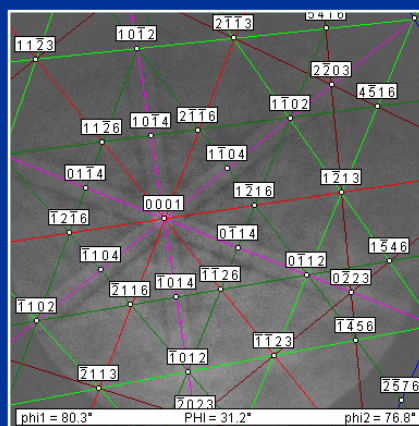
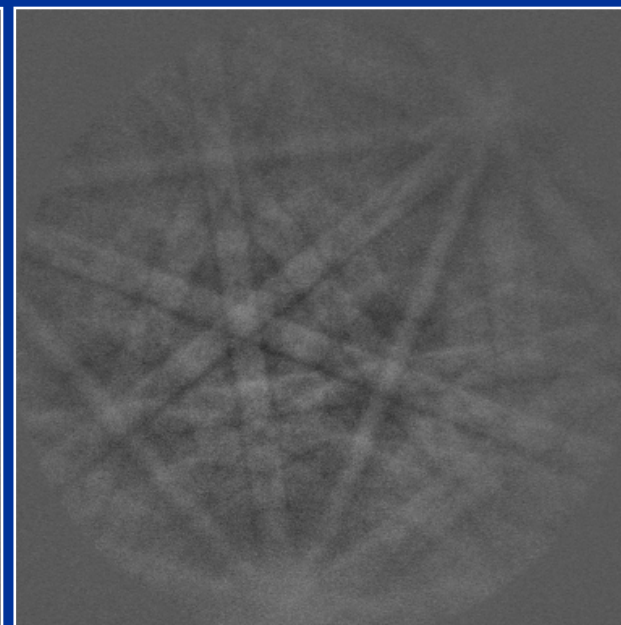
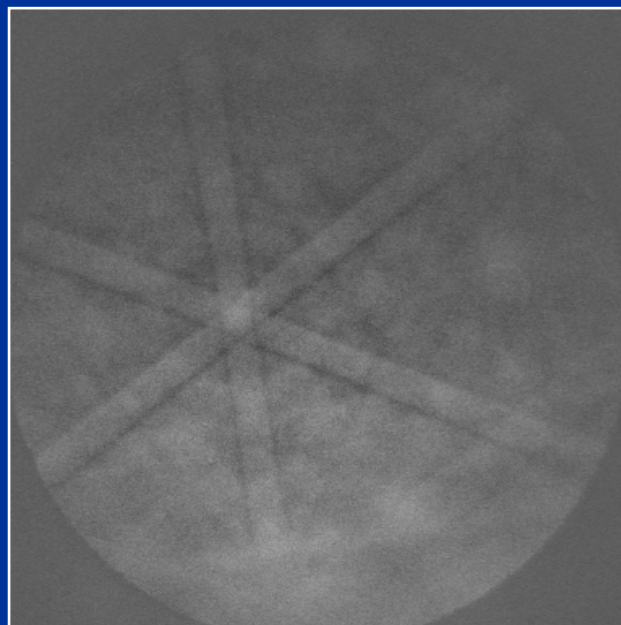
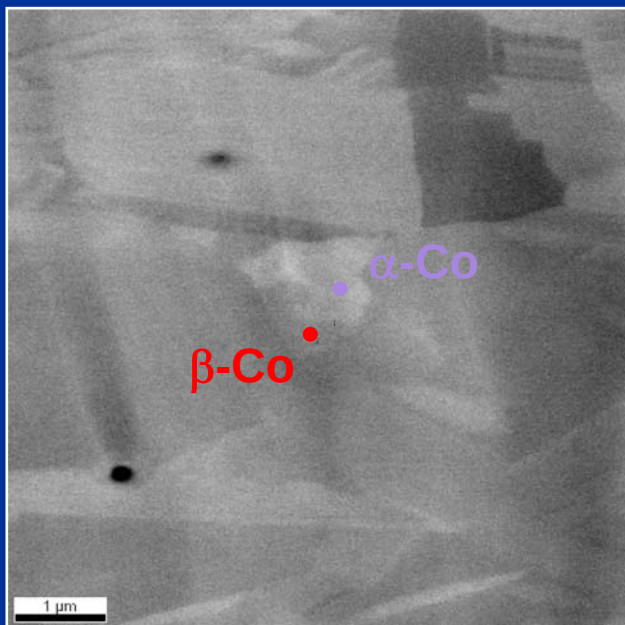


Kobalt α sieć HCP





EDAX



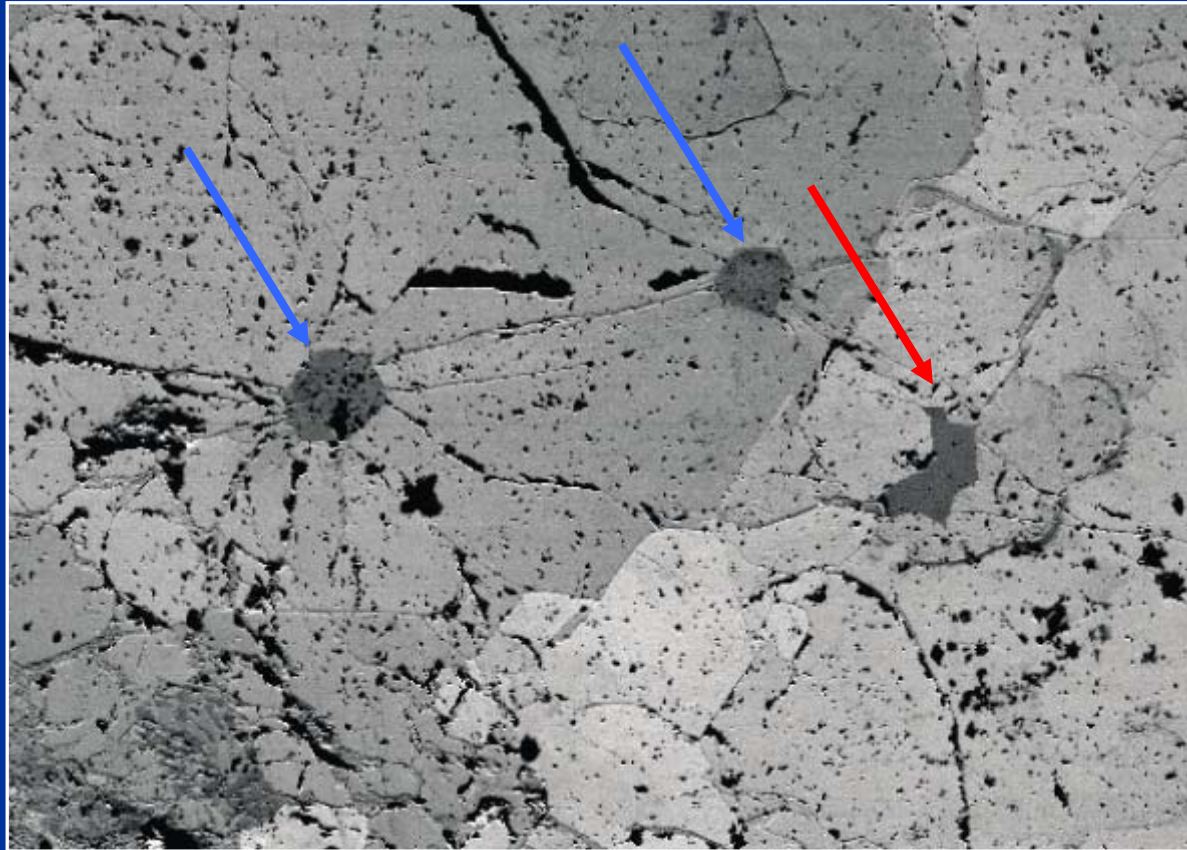
Równoległość osi [0001] i [111] faz α i β dla Co

EDAX

EBSD mapping can be used to identify coesite-quartz inclusions within garnet and provide unique data about the deformation of the surrounding garnet

Sample preparation: Final polish with colloidal silica, uncoated
SEM type: FEG SEM
EBSD System: HKL CHANNEL5
Accelerating voltage: 20 kV
Probe Current: 12 nA

Forward scattered electron image

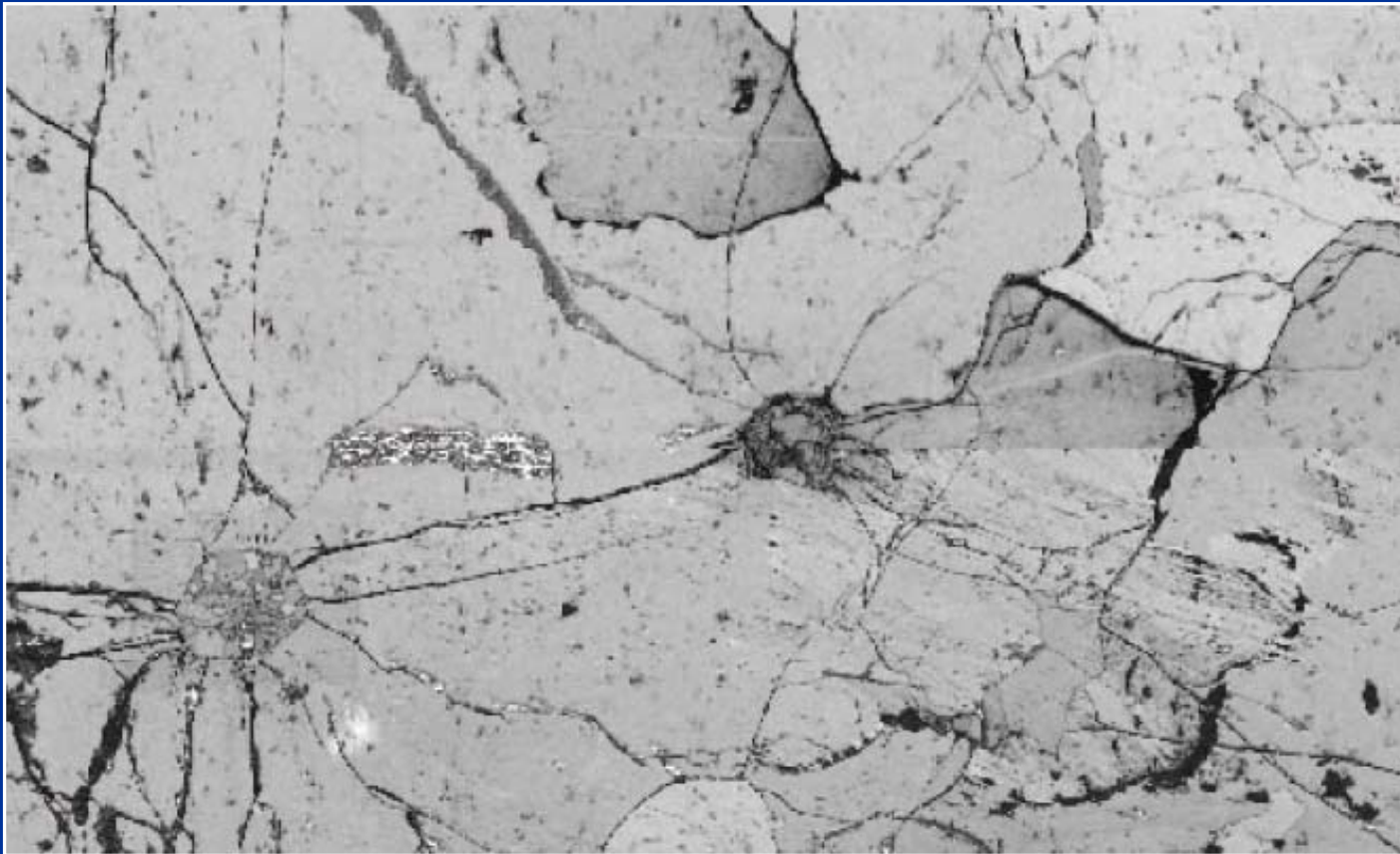


General microstructure of the analyzed area.

Three prominent inclusions in dark grey, two of which shows the coesite-quartz transformation (radial fractures visible as dark lines). Grey scale variations in the surrounding garnet represent differences in crystal orientations („channelling contrast”)

Field of view = 1.2 mm

EBSD quality map



General microstructure of the analyzed area

Two of the inclusions (in the centre and lower left part of the image) are prominent with radiating fractures, visible as black lines (poor EBSD quality)

Horizontal join of the 2 maps is visible across the centre of the image.

Scale bar = 400 μ m

Phase map



Distribution of three phases across the area

Garnet is marked in green, quartz in blue and coesite in red.

The central inclusion has a core of coesite surrounded by a rim of quartz.

The lower-left inclusion has completely reverted to quartz.

Radiating from the prominent inclusions are fractures, visible as black lines
(poor EBSD quality)

Orientation map



Crystallographic orientations of all three minerals

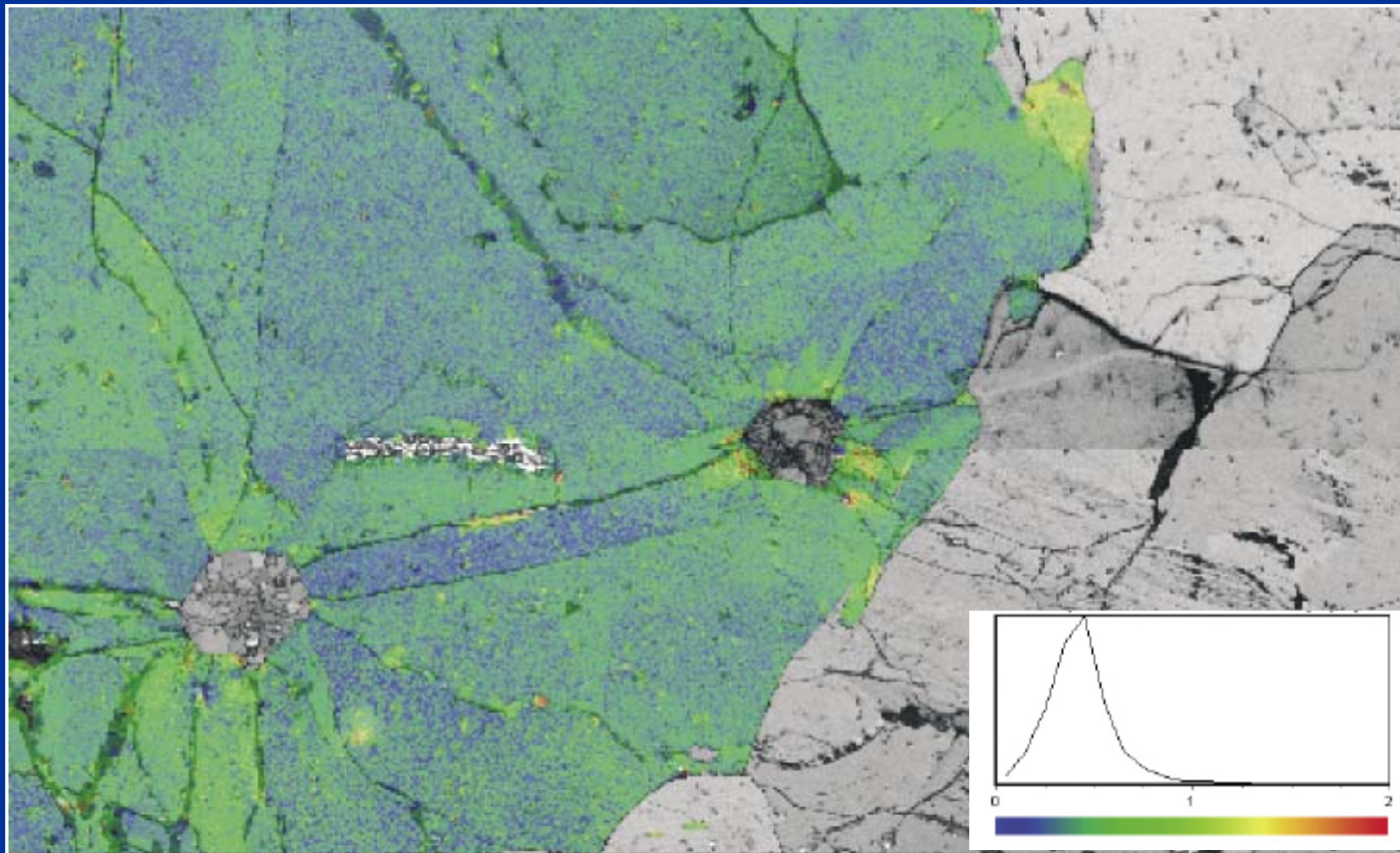
Colors corresponding to the Euler angles.

Grain boundaries are marked in black, phase boundaries are marked in red

The whole area is comprised of only a few garnet grains. The quartz in the inclusions is polycrystalline with grain boundaries radiating from the centre.

The coesite in the central inclusion is a single crystal

Deformation map



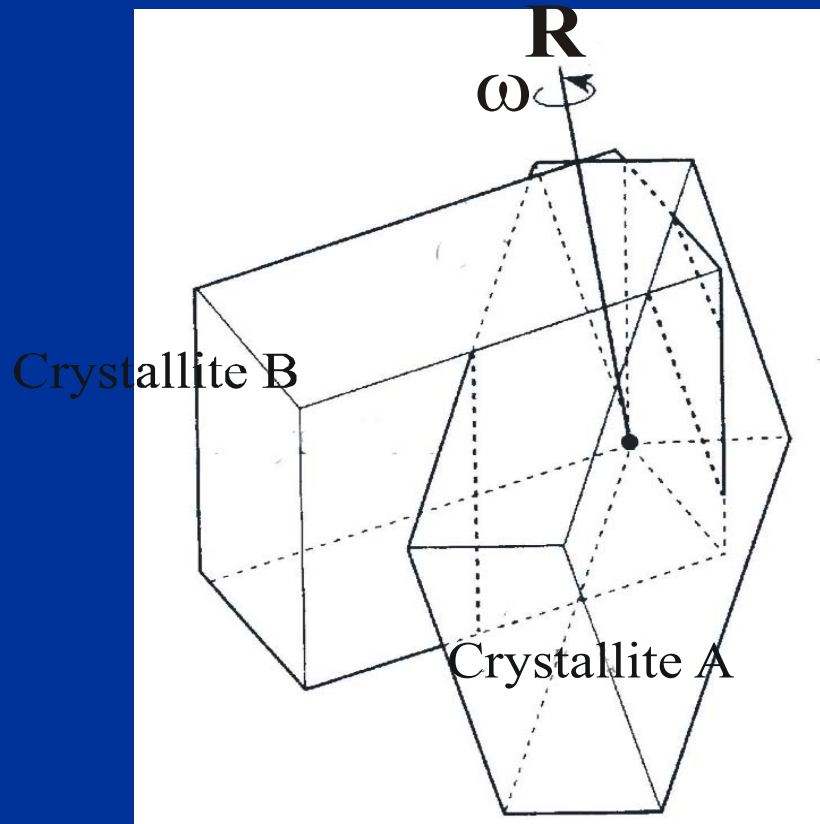
Deformation of the garnet around the coesite/quartz inclusions

The attempted change from coesite to quartz has tried to expand the inclusion, thereby causing radial cracks and deformation in the garnet.

This means that the garnet crystal has acted as a protective pressure vessel so that pieces of coesite have been preserved.

Small scale of deformation in the large garnet grain (less than 2°)

Dezorientacja



K. Sztwiertnia, M. Faryna, G. Sawina,
Journal of Microscopy, Vol. 224, 2006, 4

Dezorientacja pomiędzy krystalitem A i B
jest zdefiniowana jako rotacja
transformująca system odniesienia
krystalitu B w system odniesienia
krystalitu A

$$K_A = \Gamma_{AB} \cdot K_B$$

$$\Gamma_{AB}^e = S_i \cdot \Gamma_{AB} \cdot P_j$$

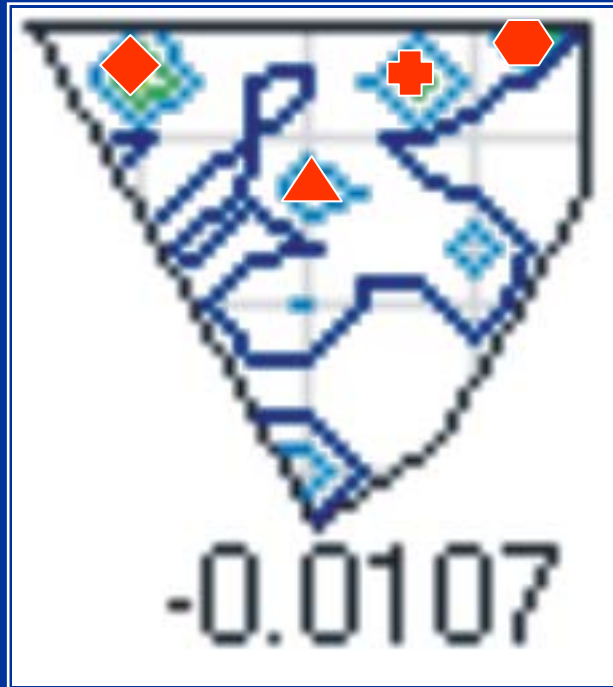
$(i = 1, \dots, M, j = 1, \dots, N)$

gdzie: S_i and P_j to elementy symetrii
odpowiednio pierwszego i drugiego krystalitu

Dezorientację można opisać matematycznie
na wiele sposobów:

- Para oś rotacji/kąt rotacji
- Matryca rotacji,
- Kąty Eulera,
- Kwaterniony,
- Wektory Rodrigueza

Funkcja rozkładu dezorientacji w kompozycji $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{WC}$



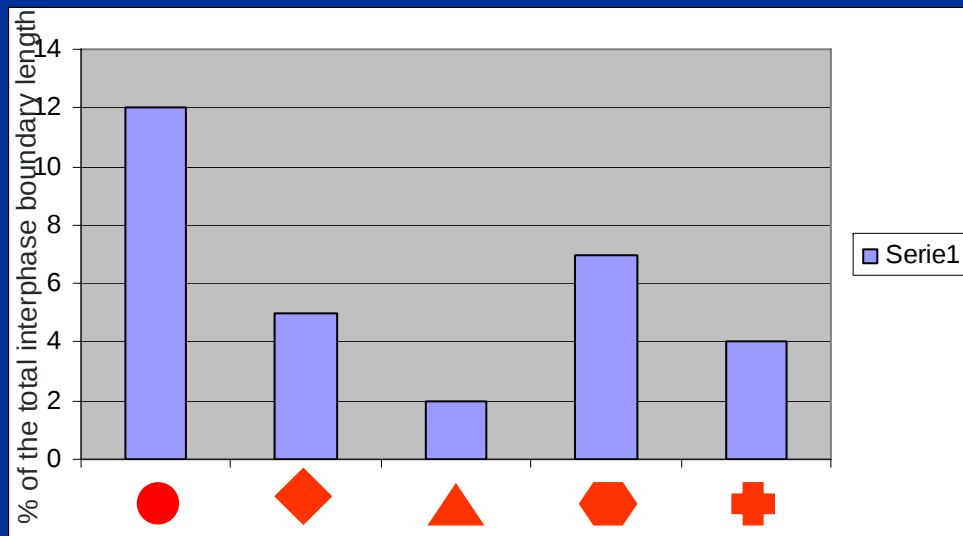
$\blacklozenge$ $(1\ 0\ \bar{1}\ 0)\ \text{WC} \parallel (1\ 0\ \bar{1}\ 0)\ \text{Al}_2\text{O}_3$
 $[0\ 0\ 0\ \bar{1}]\ \text{WC} \parallel [\bar{1}\ 3\ \bar{2}\ \bar{2}]\ \text{Al}_2\text{O}_3$

$\blacktriangle$ $(1\ 0\ \bar{1}\ 0)\ \text{WC} \parallel (1\ 0\ \bar{1}\ 0)\ \text{Al}_2\text{O}_3$
 $[0\ 0\ 0\ \bar{1}]\ \text{WC} \parallel [\bar{4}\ 9\ \bar{5}\ 2]\ \text{Al}_2\text{O}_3$

$\blackhexagon$ $(2\ \bar{1}\ \bar{1}\ 0)\ \text{WC} \parallel (2\ \bar{1}\ \bar{1}\ 0)\ \text{Al}_2\text{O}_3$
 $[0\ 0\ 0\ \bar{1}]\ \text{WC} \parallel [0\ 1\ \bar{1}\ 0]\ \text{Al}_2\text{O}_3$

$\oplus$ $(3\ \bar{1}\ \bar{2}\ 0)\ \text{WC} \parallel (3\ \bar{1}\ \bar{2}\ 0)\ \text{Al}_2\text{O}_3$
 $[0\ 1\ \bar{1}\ \bar{1}2]\ \text{WC} \parallel [\bar{1}\ 9\ \bar{8}\ \bar{1}]\ \text{Al}_2\text{O}_3$

Funkcja rozkładu dezorientacji w kompozycie $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{WC}$



Zależności krystalograficzne opisujące odpowiednio: 12%, 5%, 2%, 7% i 4% całkowitej długości granic międzyfazowych w kompozycie $\text{WC}/\text{Al}_2\text{O}_3$.

