

Dyfrakcja elektronów wstecznie rozproszonych

Analiza punktowa

EBSD - Electron Backscatter Diffraction

EBSP - Electron Backscatter Pattern

BKP - Backscatter Kikuchi Pattern

Obrazowanie orientacji

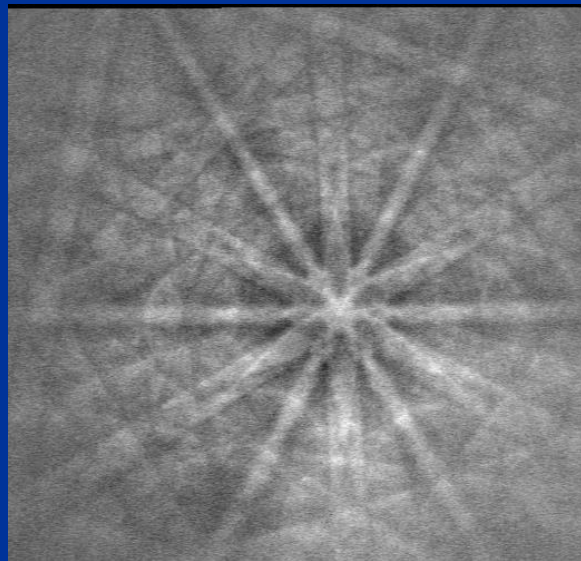
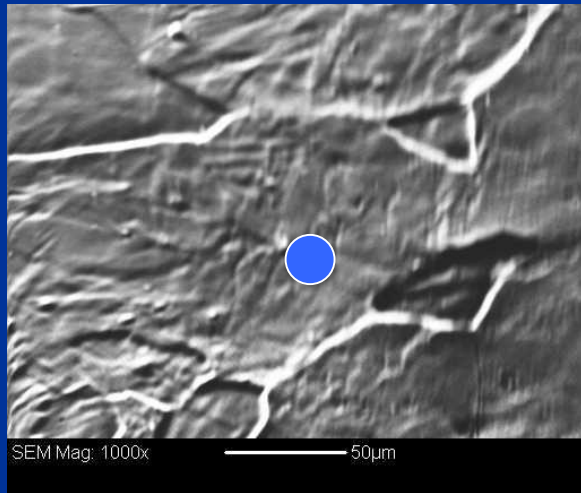
COM - Crystal Orientation Mapping

**ACOM - Automatic Crystal Orientation
Mapping**

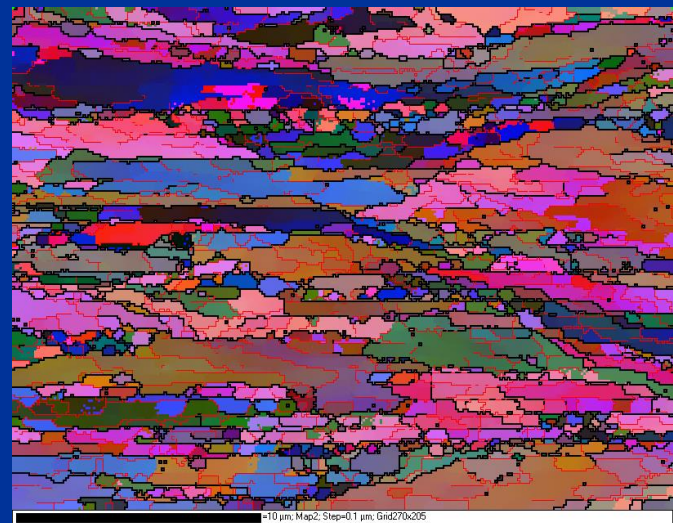
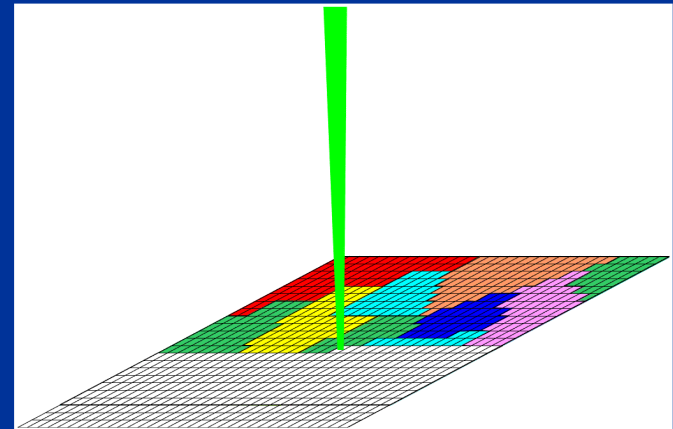
OIM® - Orientation Imaging Microscopy

(TexSEM Laboratories trademark)

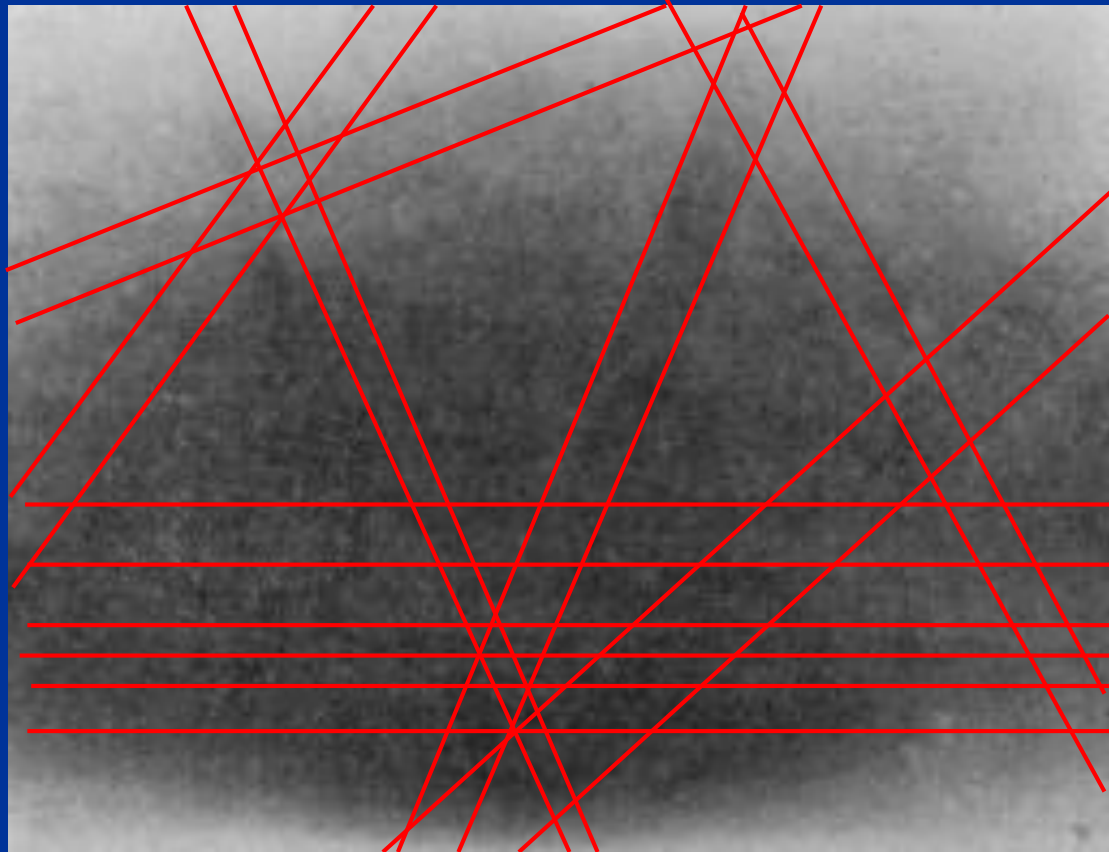
Analiza punktowa



Skanowanie wiązką elektronową

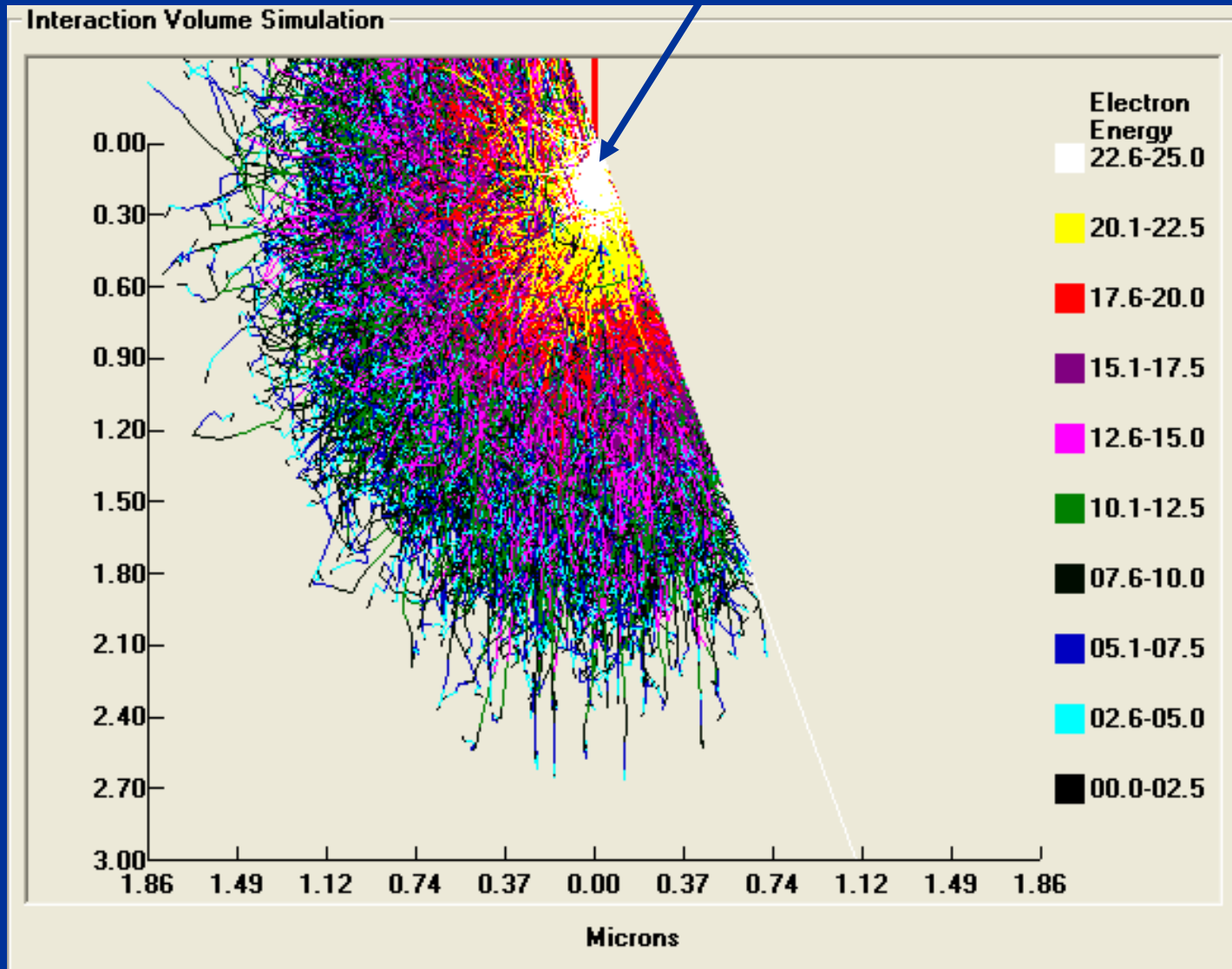


Pierwszy obraz linii dyfrakcyjnych uzyskany przez Kikuchiego w 1928 roku z kryształu kalcytu CaCO_3

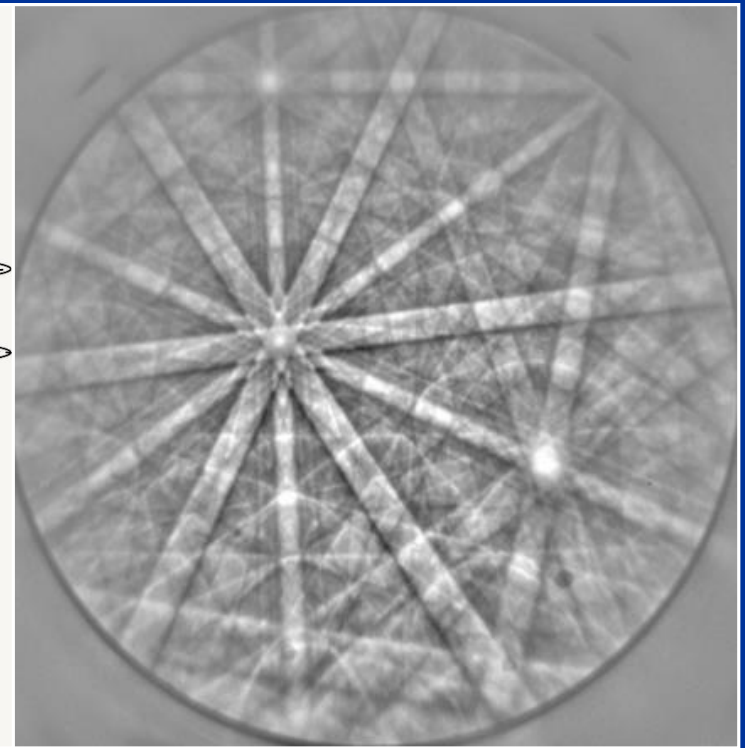
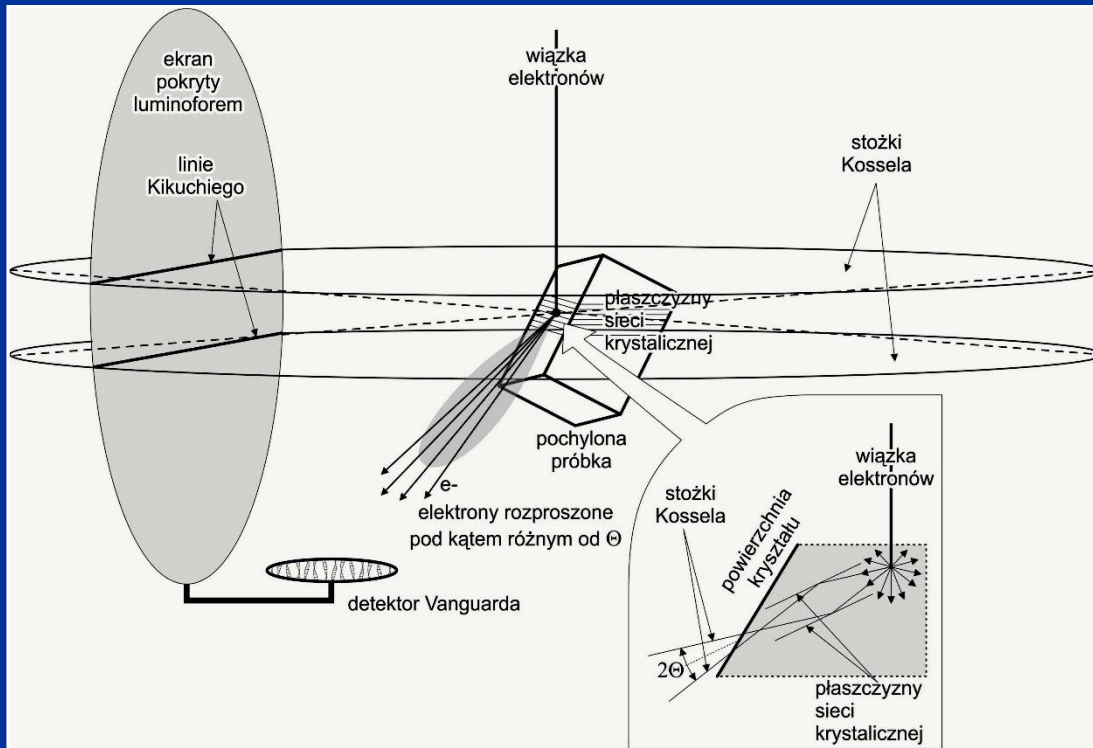


Shoji Nishikawa and Seishi Kikuchi
„The Diffraction of Cathode Rays by Calcite”
Proc. Imperial Academy (of Japan) 4 (1928) 475-477

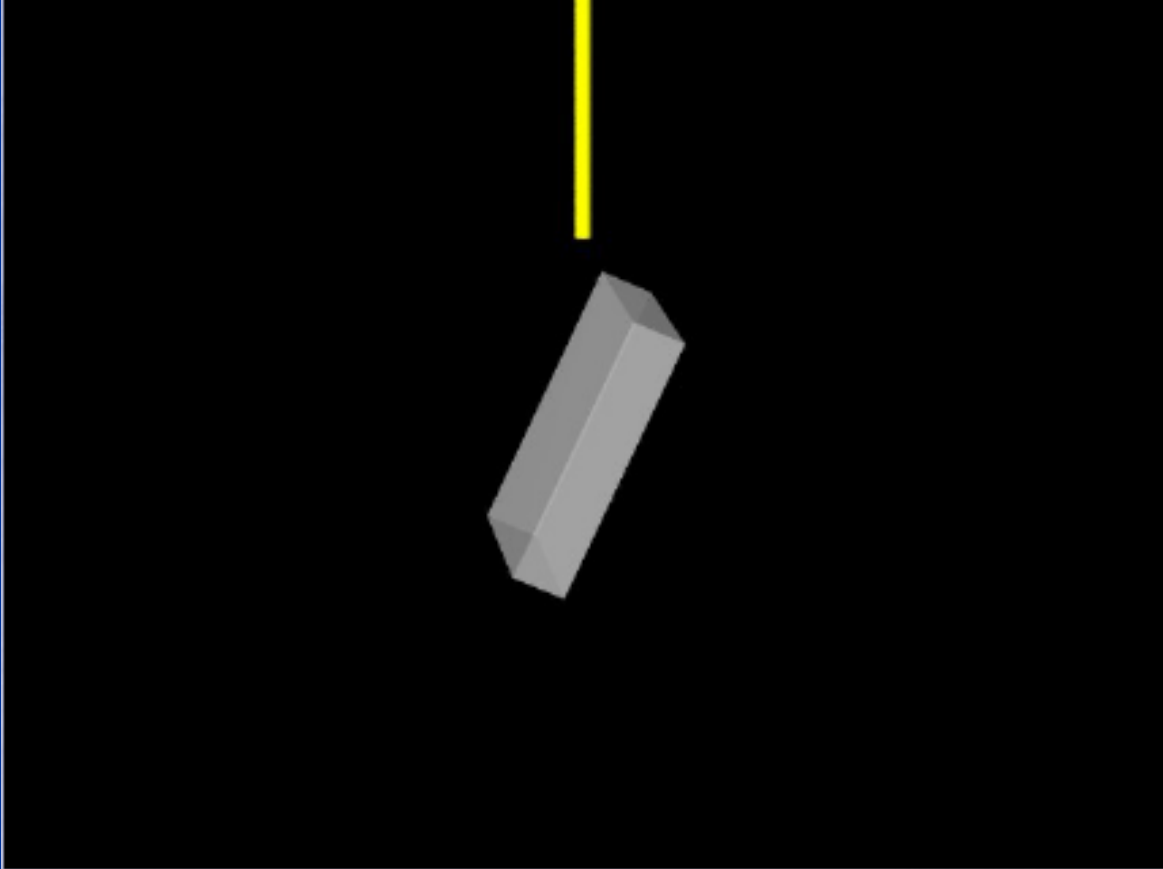
Punktowe źródło elektronów

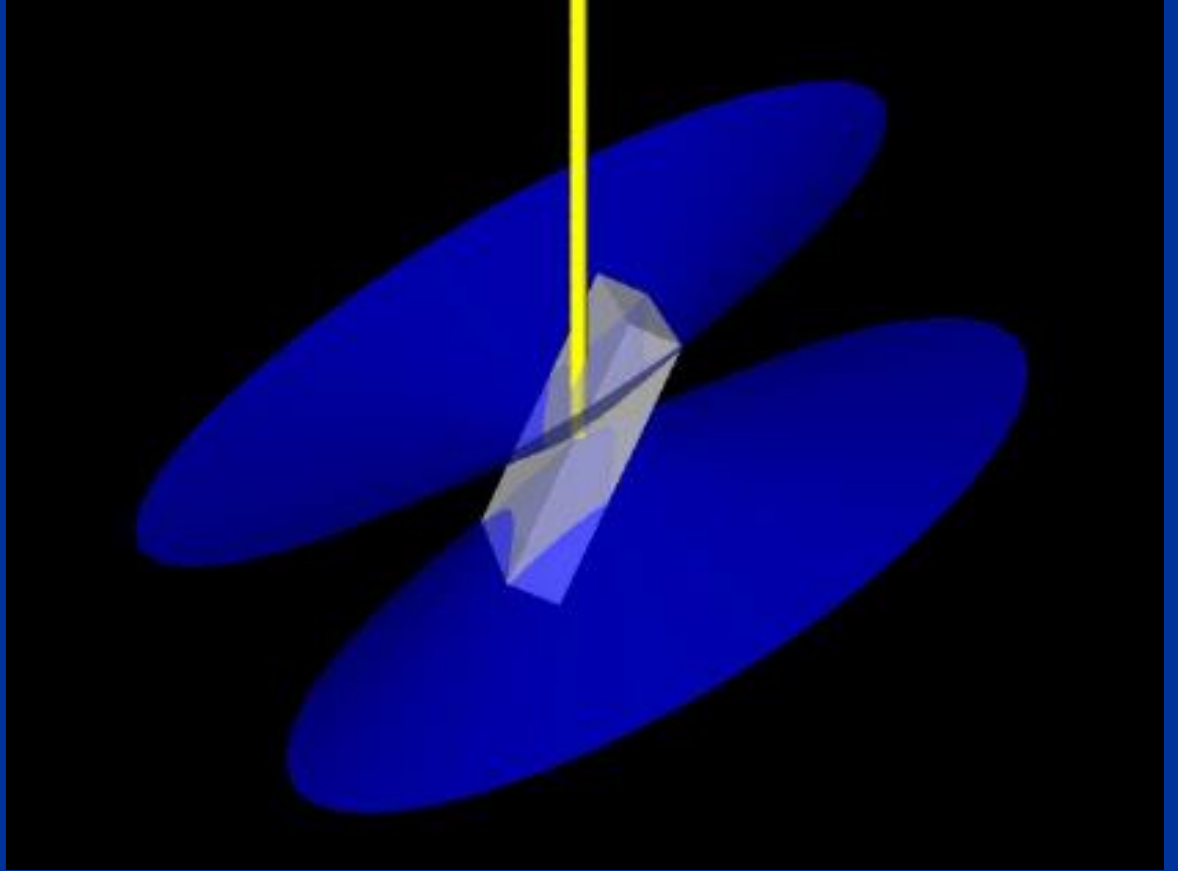
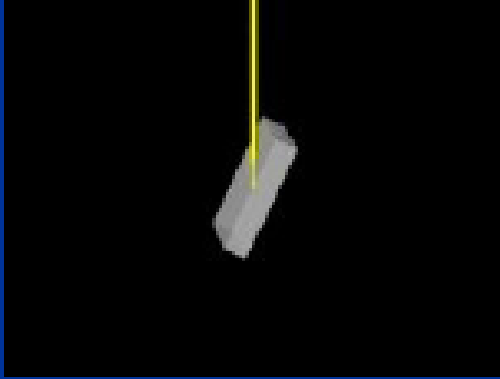


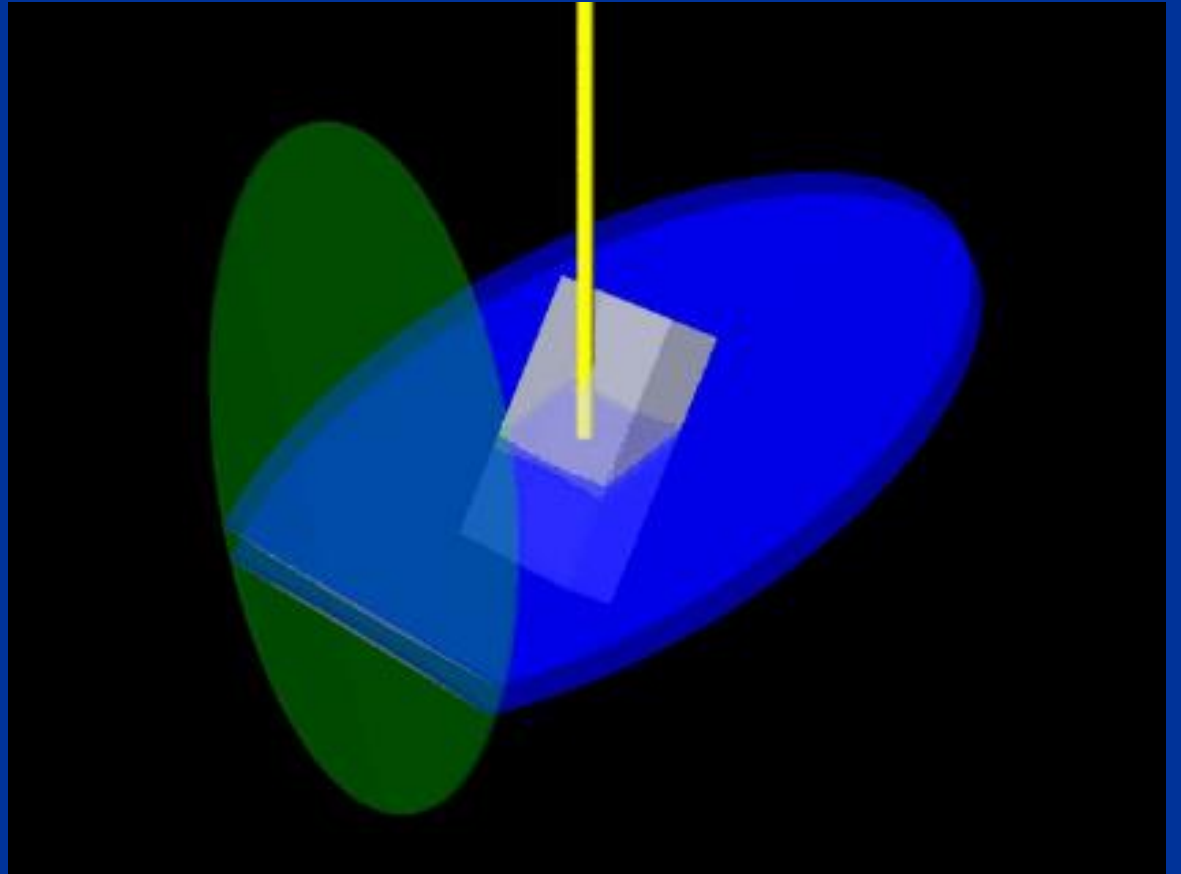
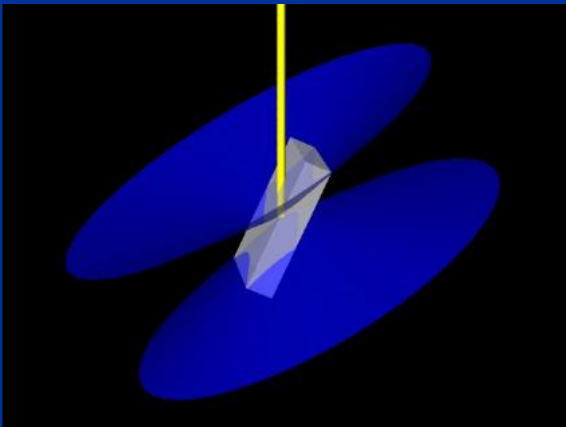
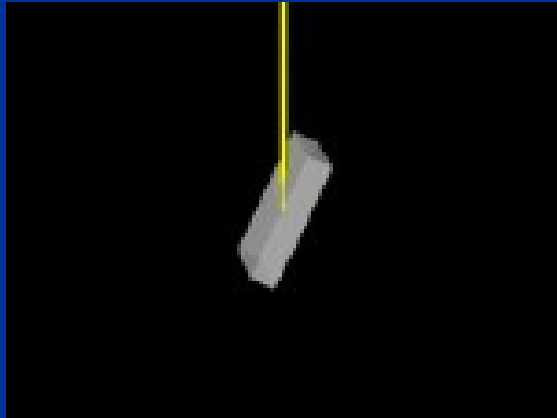
- Elektron-y wstecznie rozproszone ulegają dyfrakcji tworząc dla każdej płaszczyzny krystalograficznej stożki dyfrakcyjne o dużym kącie rozwarcia (tzw. stożki Kossela)
- Przecięcie tych stożków z ekranem luminoforu – układ równoległych linii (pasm) zwanych liniami (pasmami) Kikuchiego **unikalny dla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

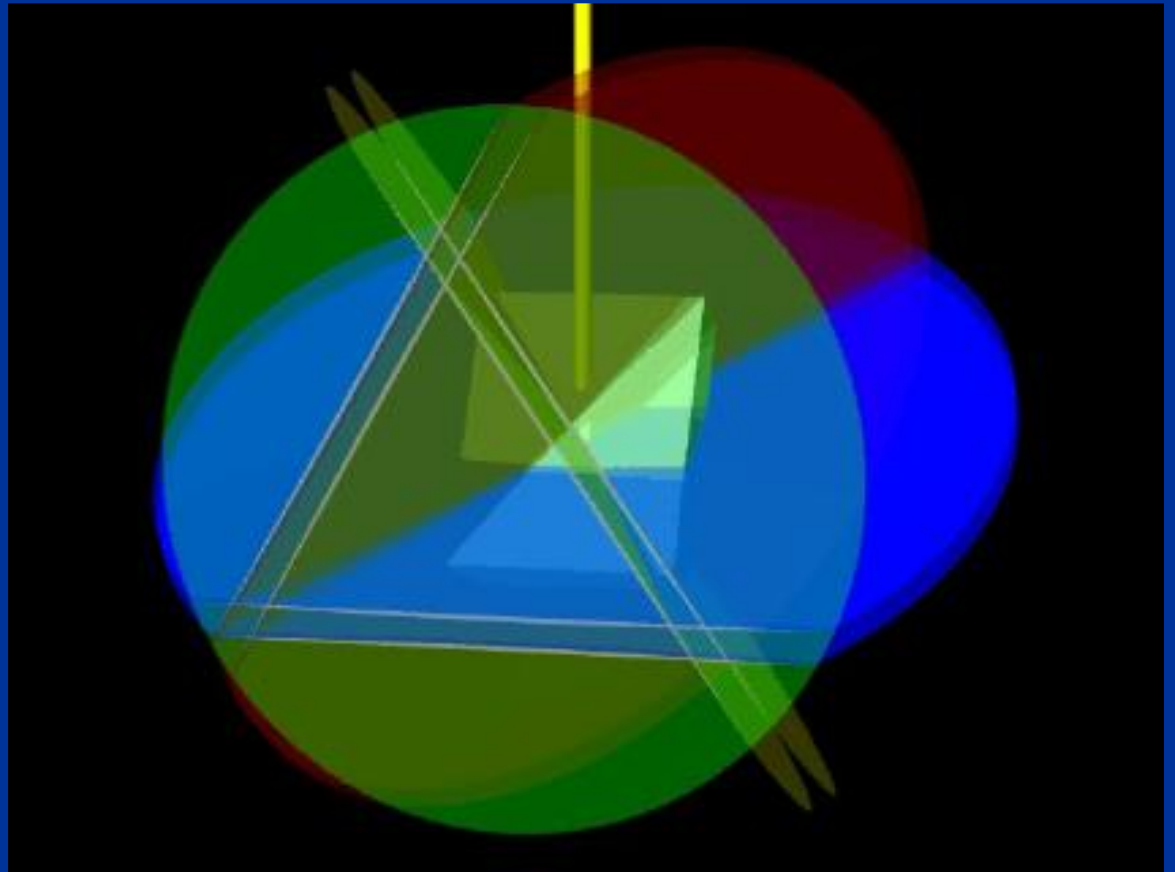
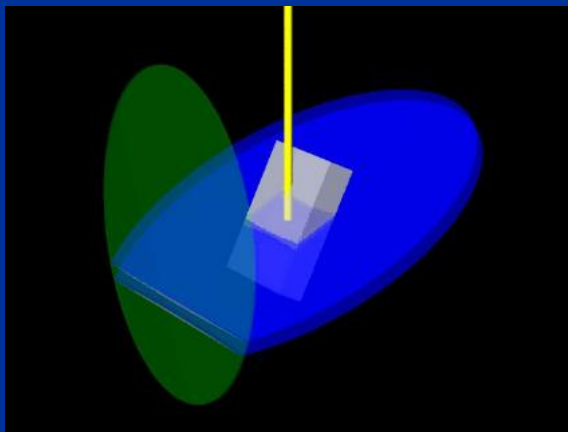
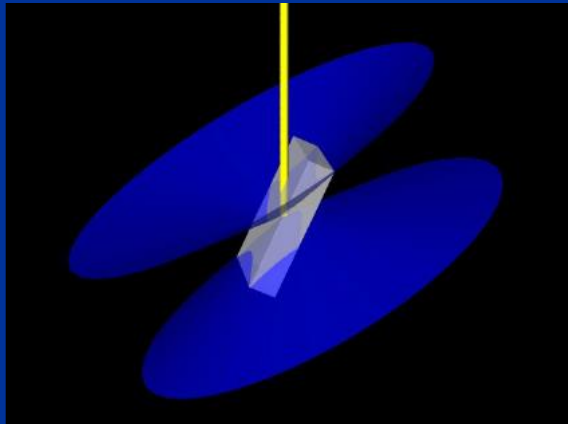
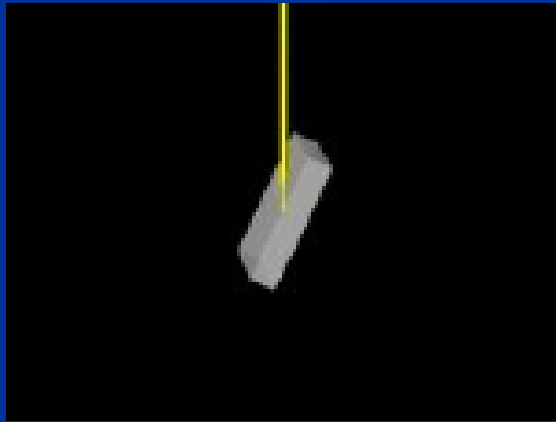


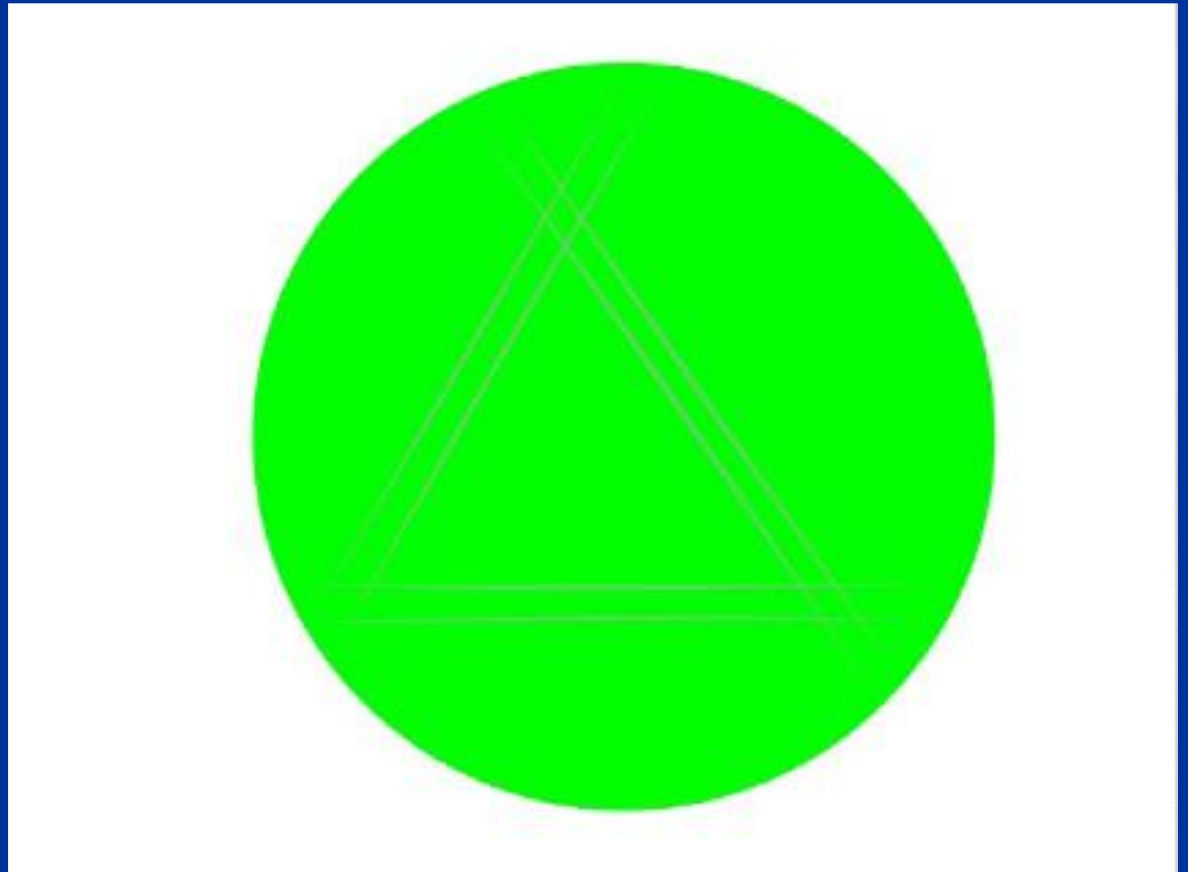
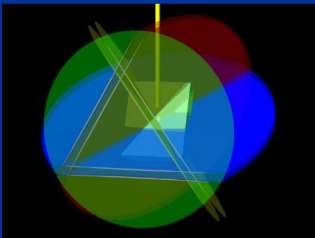
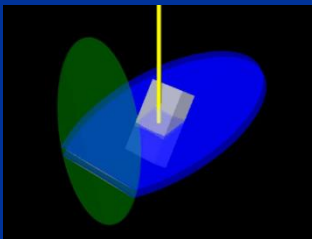
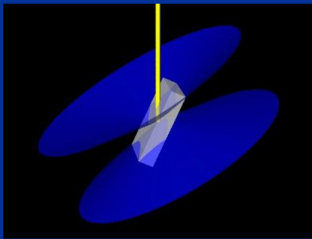
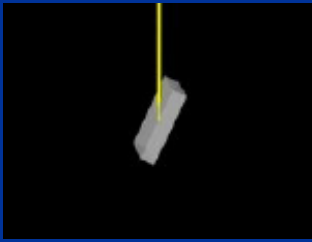
EBSD z krystalitu FeTiO_3

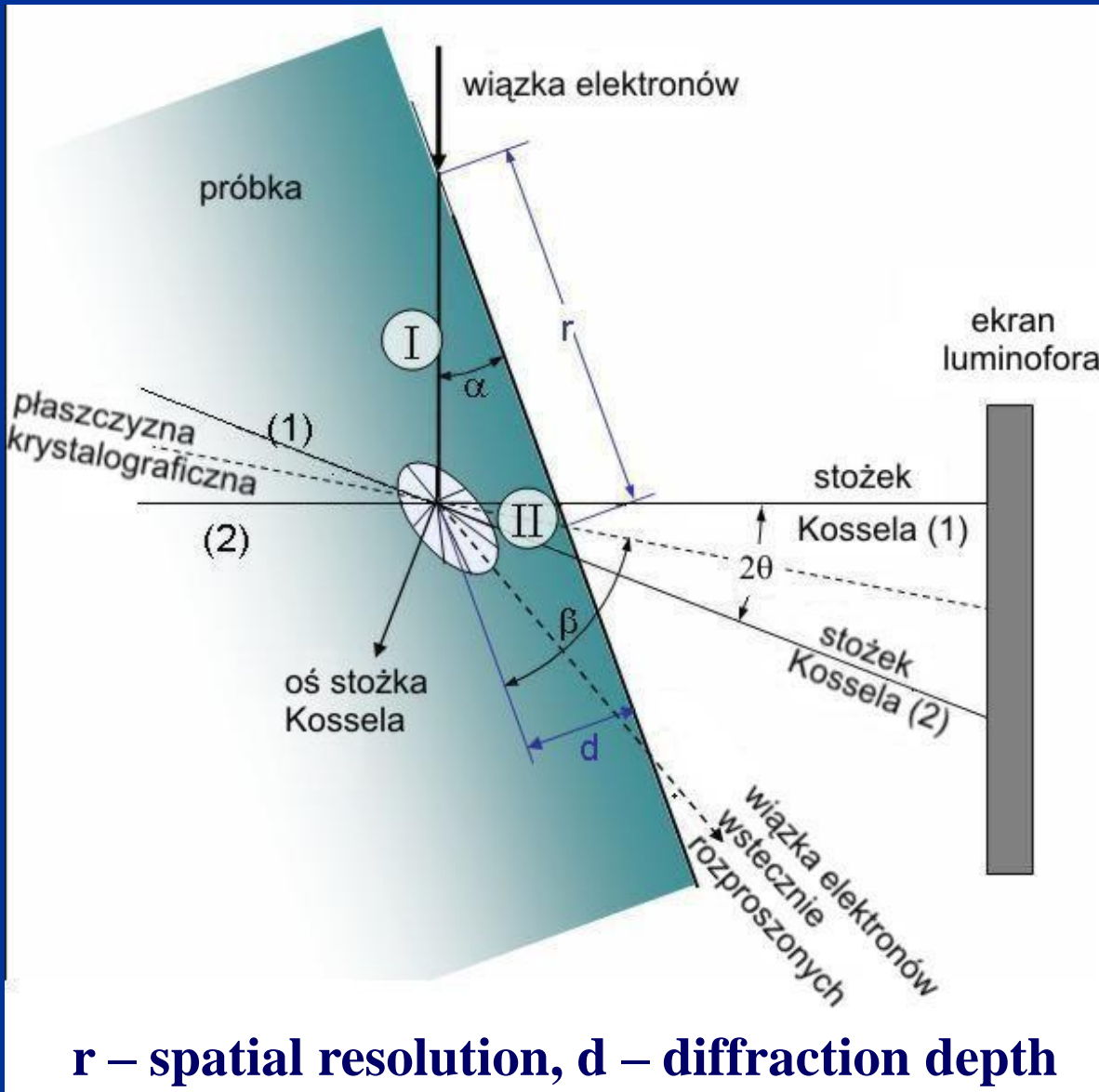










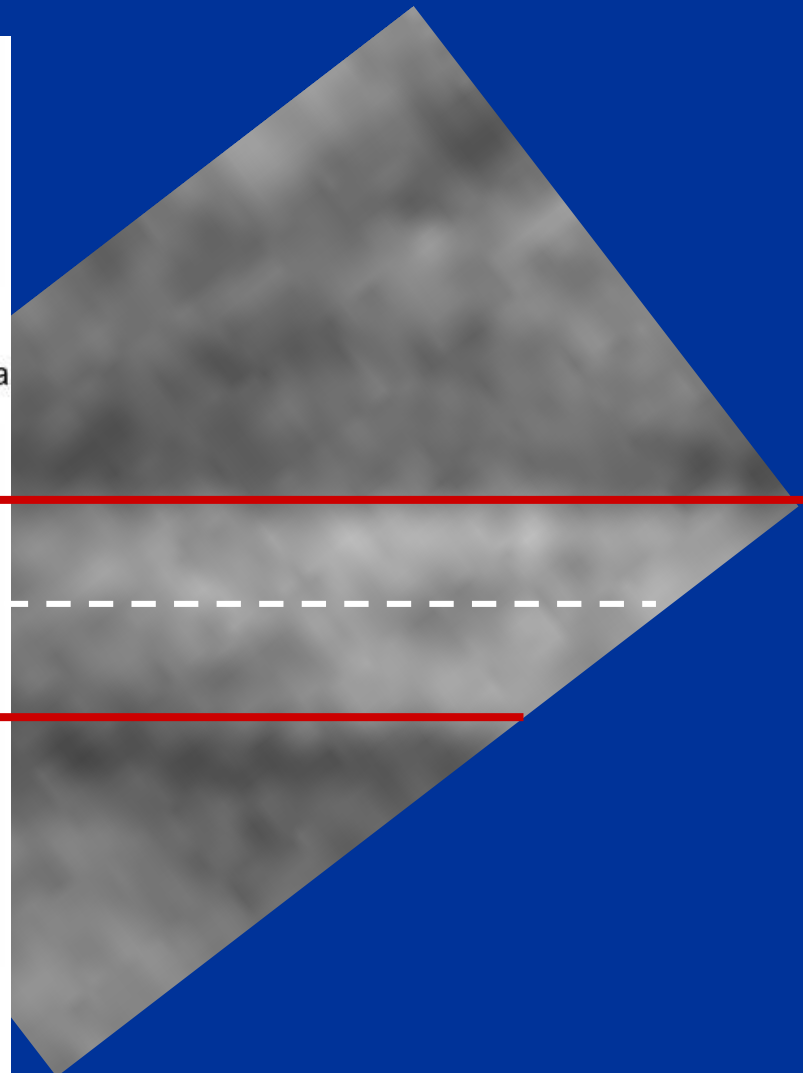
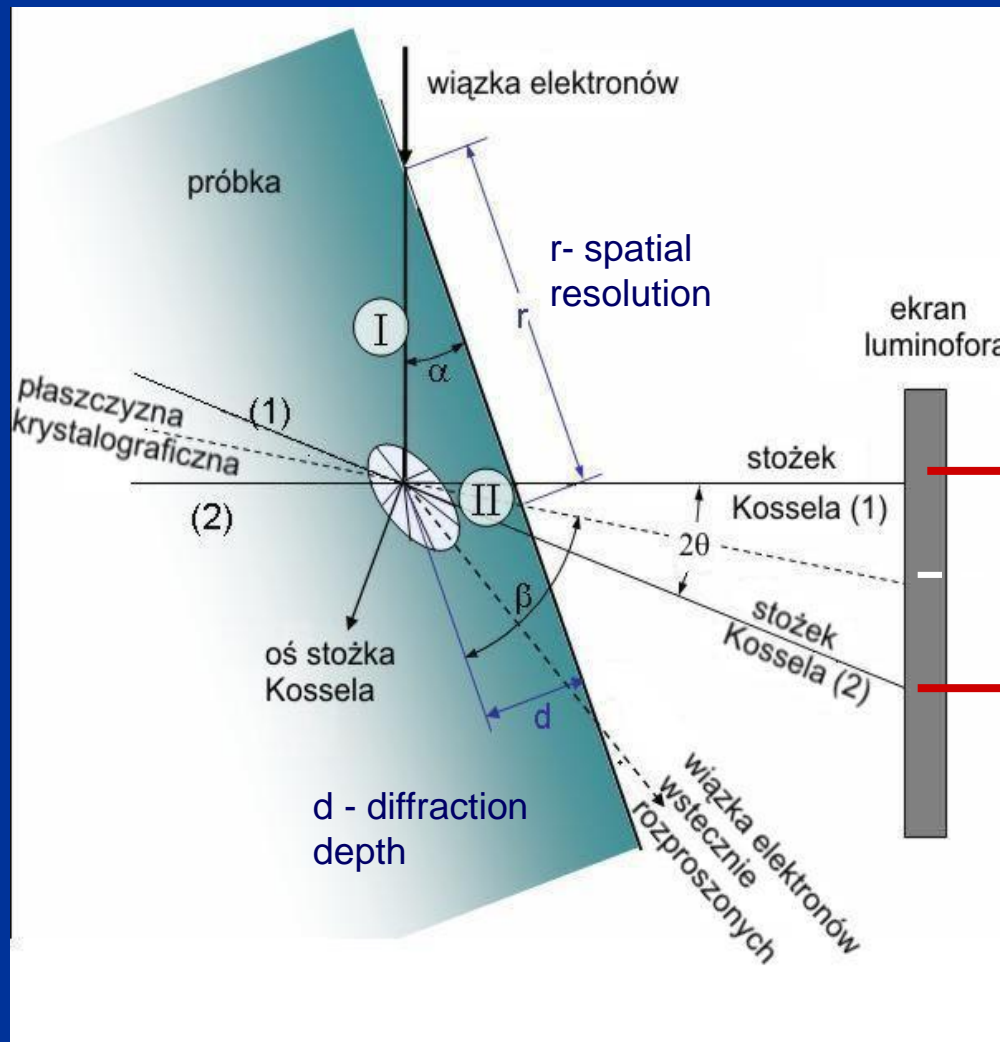


1 utworzenie źródła elektronów w warstwie podpowierzchniowej kryształu – elektrony rozpraszane są we wszystkich kierunkach. Część ulega dyfrakcji zgodnie z prawem Bragga:

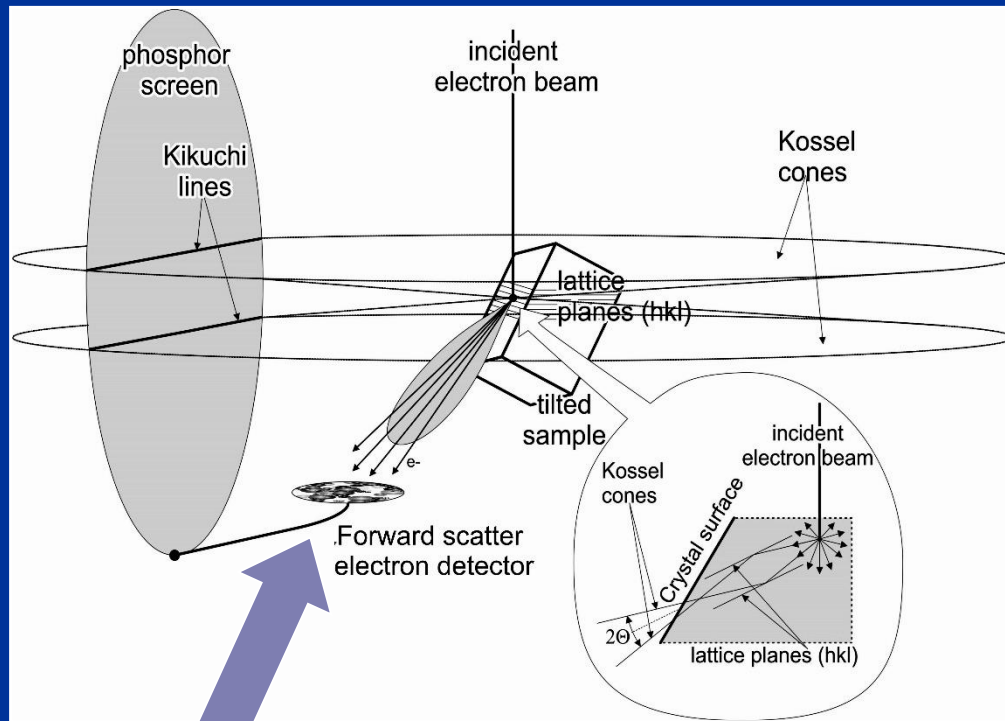
$$\lambda = 2d_{hkl} \sin \theta$$

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

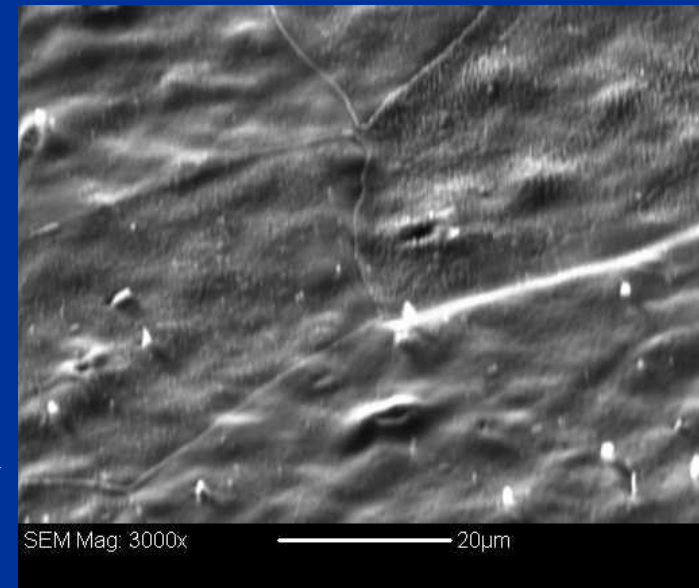
r – spatial resolution, d – diffraction depth



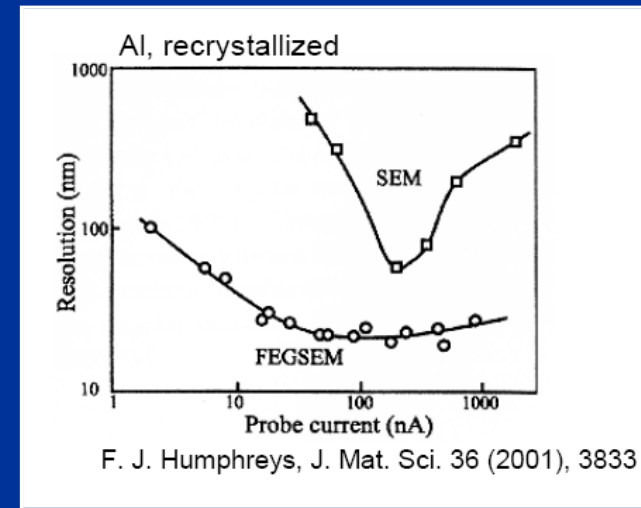
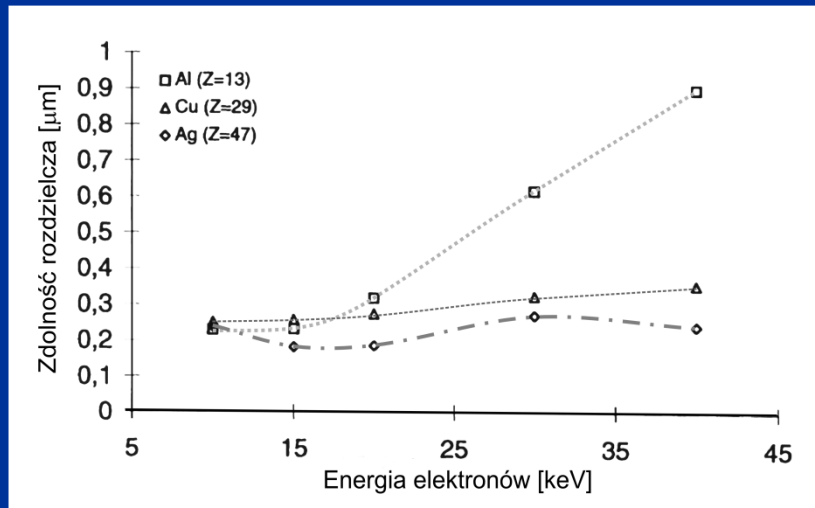
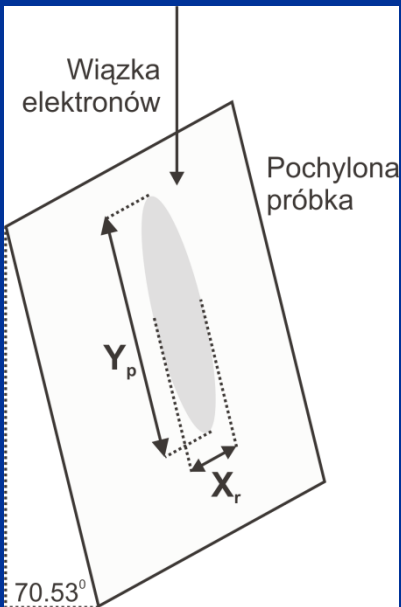
Technika badawcza bardzo czuła powierzchniowo



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



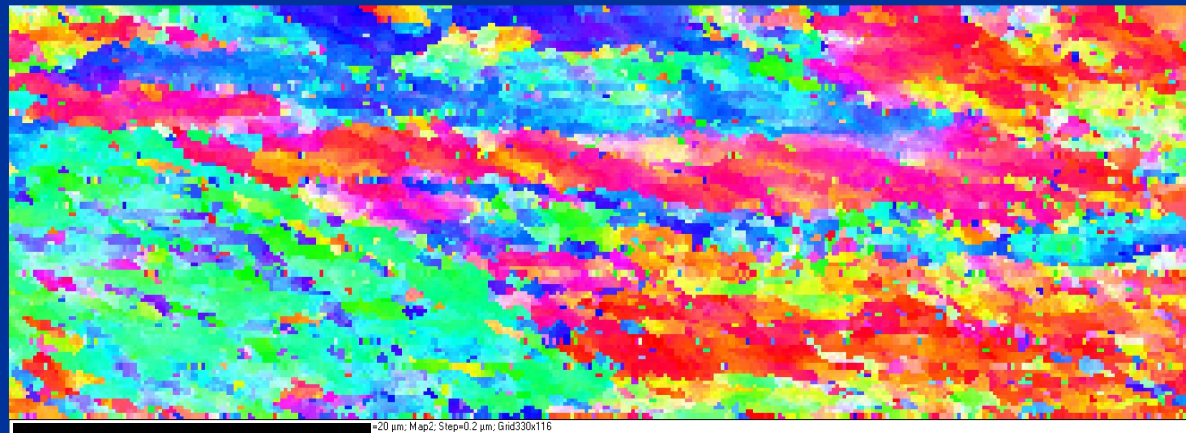
Przestrzenna zdolność rozdzielcza EBSD



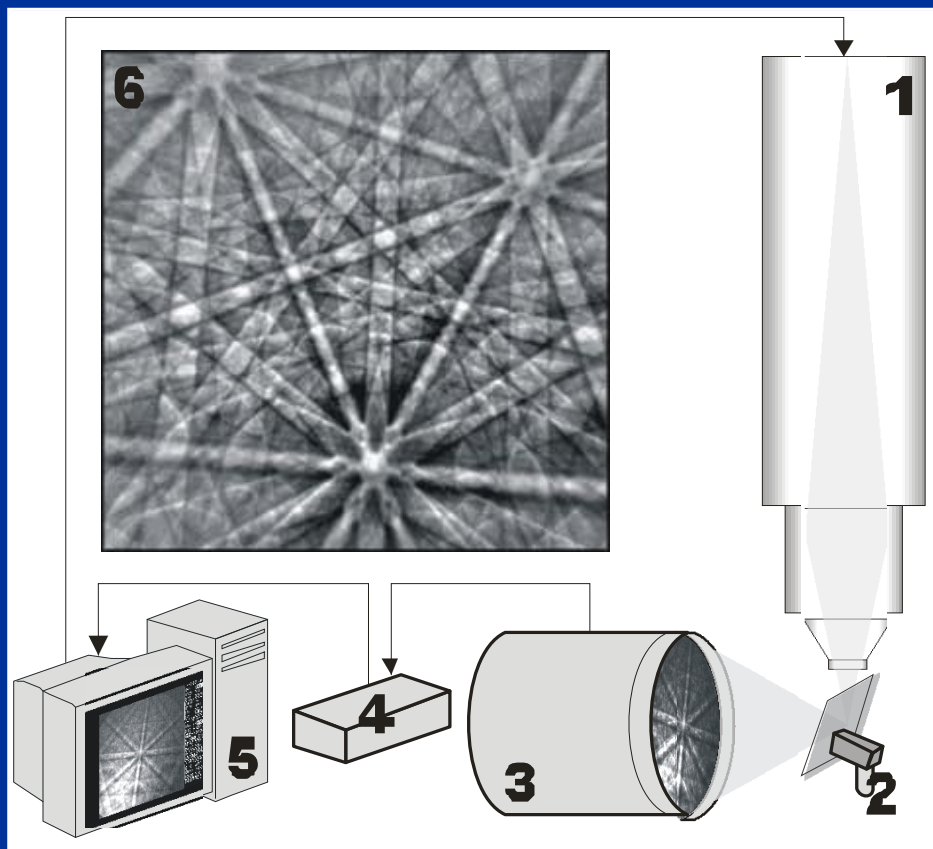
Zależność zdolności rozdzielczej od napięcia przyspieszającego dla Al, Cu i Ag

Zależy:

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

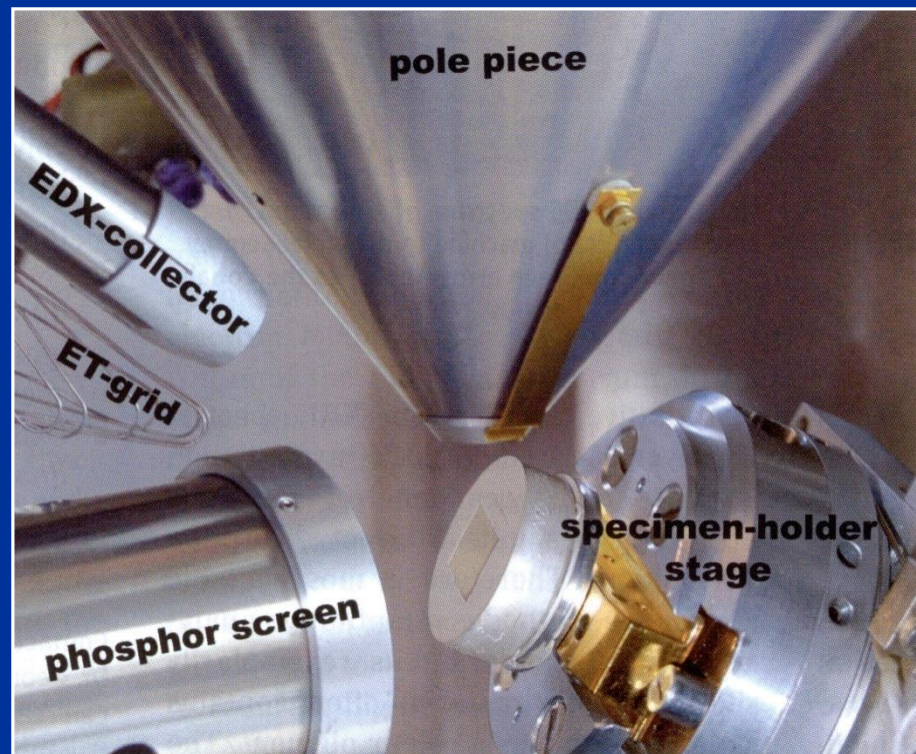


Cu, ECAP step size 200 nm FEI FEGSEM

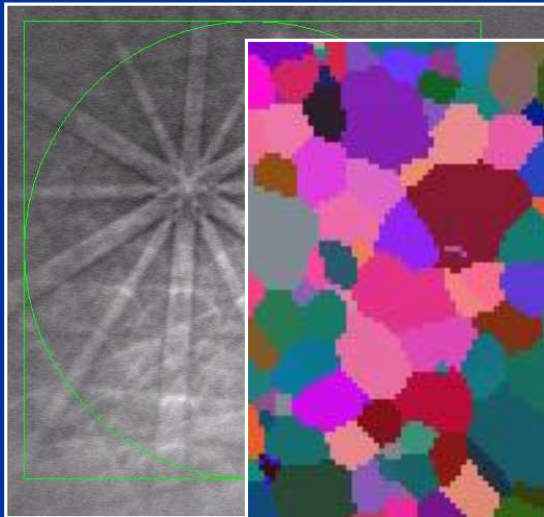


Schemat systemu EBSD

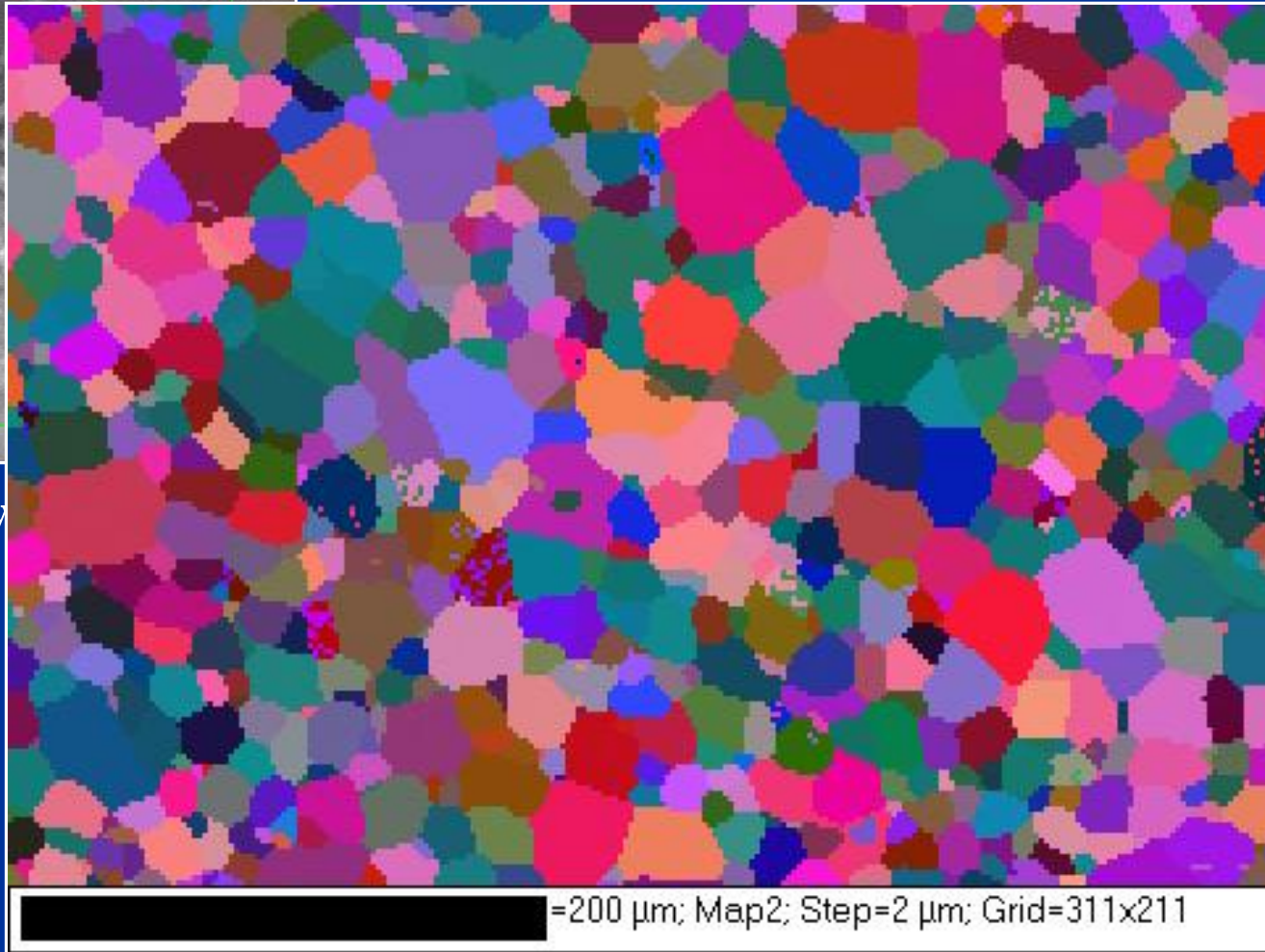
- 1 – kolumna elektronooptyczna
- 2 – próbka
- 3 – kamera CCD
- 4 – sterownik kamery
- 5 – komputer sterujący wiązką oraz przeprowadzający analizę obrazu
- 6 – obraz dyfrakcyjny



Jak otrzymać mapę orientacji?



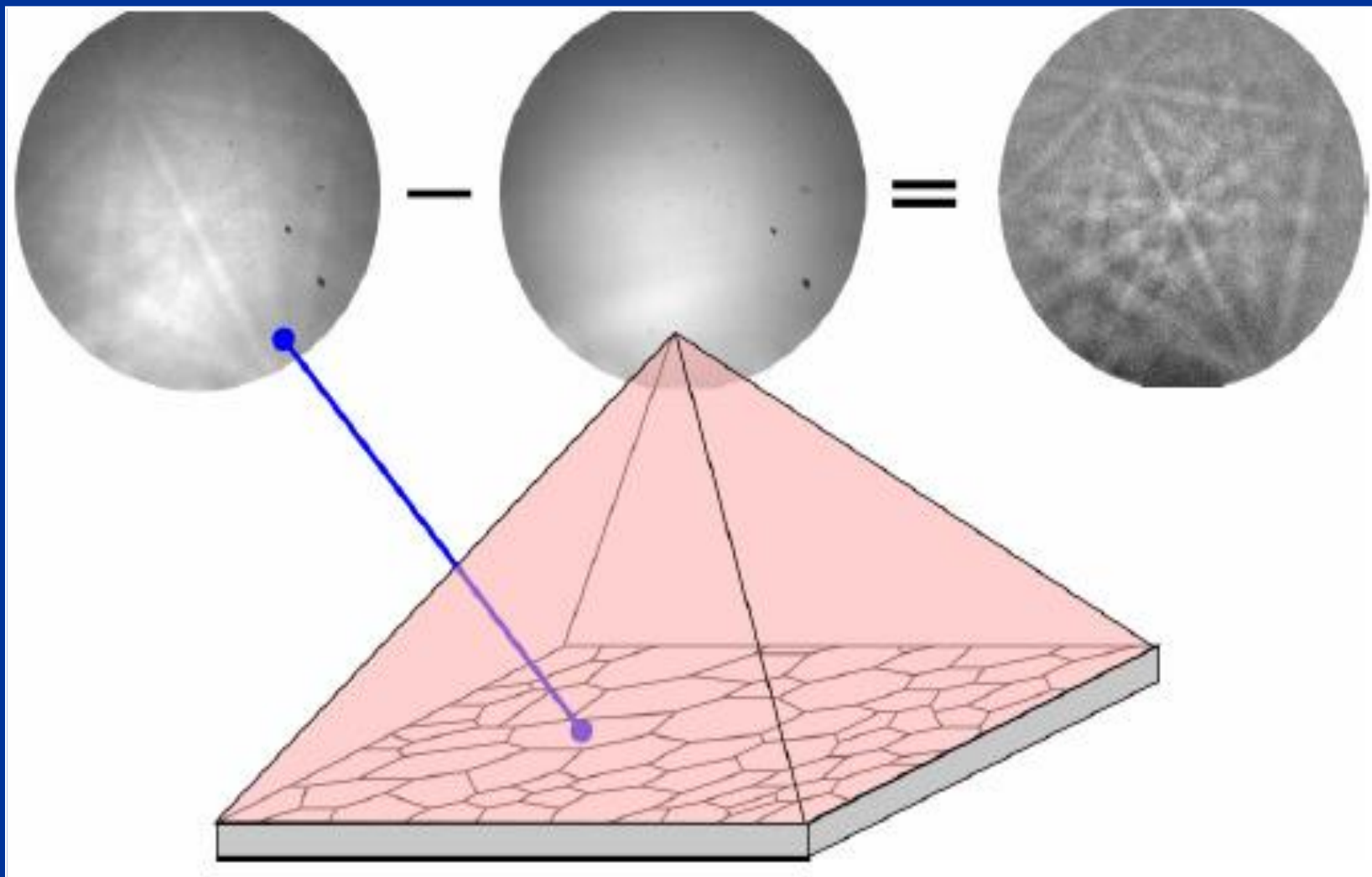
Akw



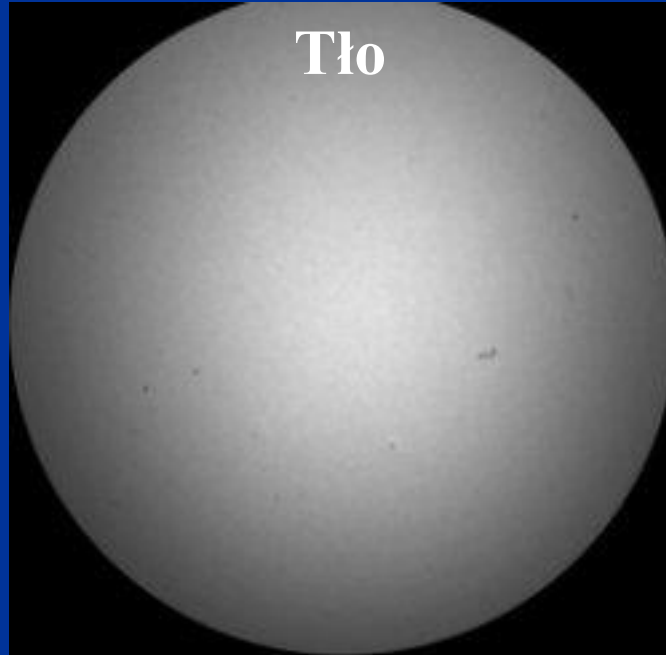
frakcji

TO NIE JEST TYLKO KOLOROWA MAPA!!!

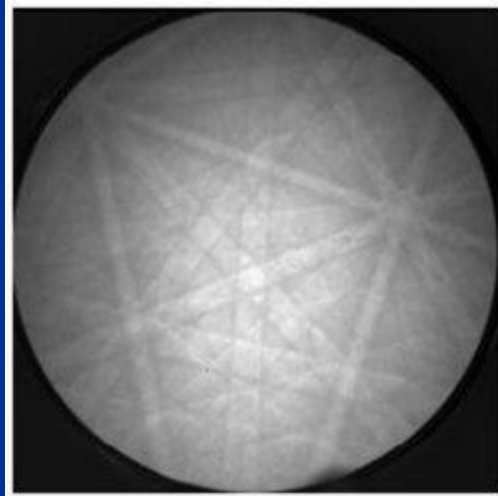
Akwizycja – odejmowanie tła



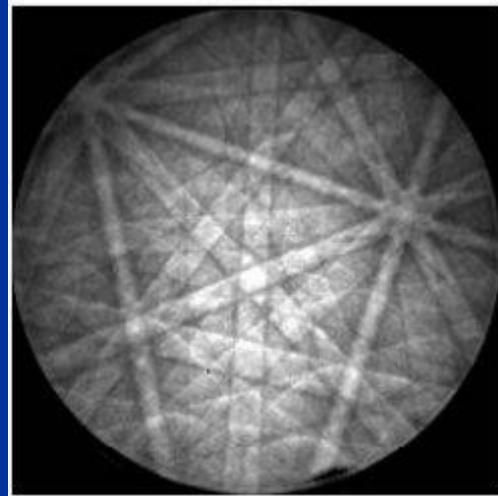
Tło



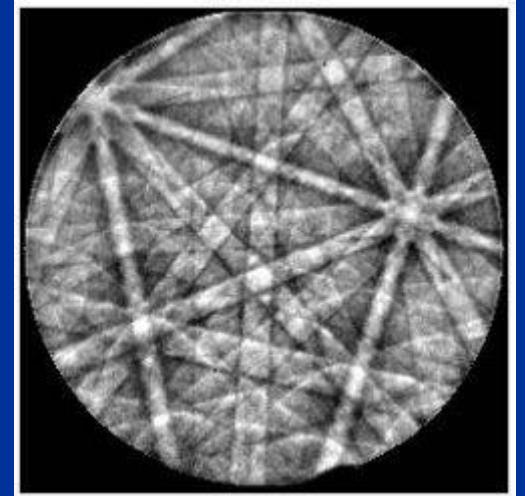
Dyfrakcja wyjściowa



Odejmowanie tła



Dzielenie przez tło

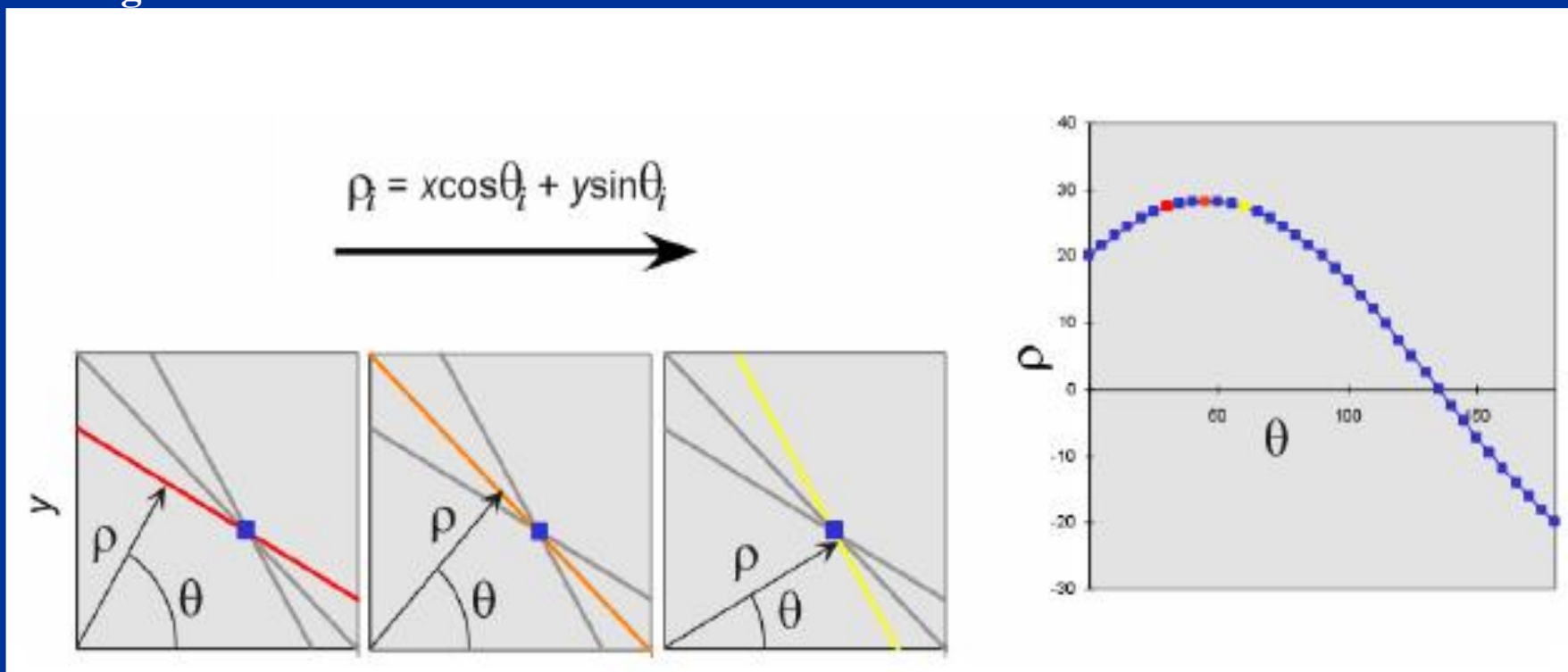


Detekcja linii na dyfrakcji – transformata Hougha

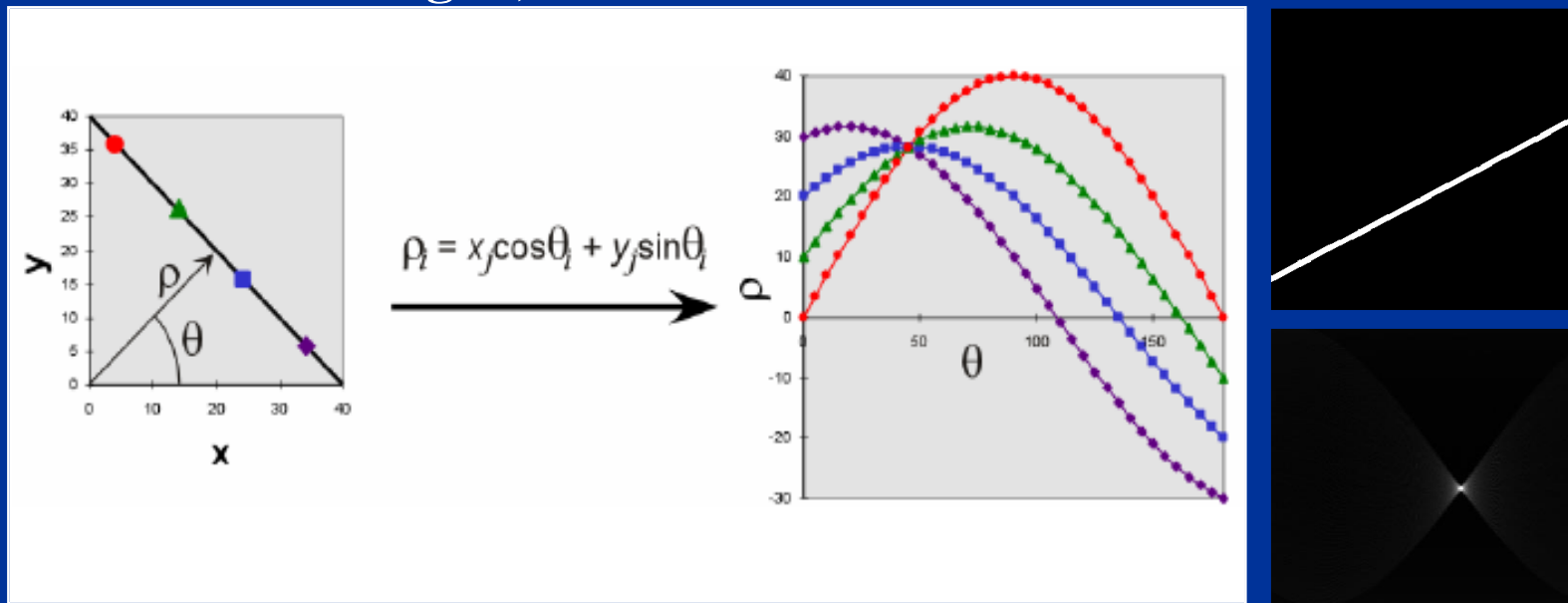
P.C.V. Hough „Method and means for recognising complex pattern”

US Patent 3 069 654, 1962

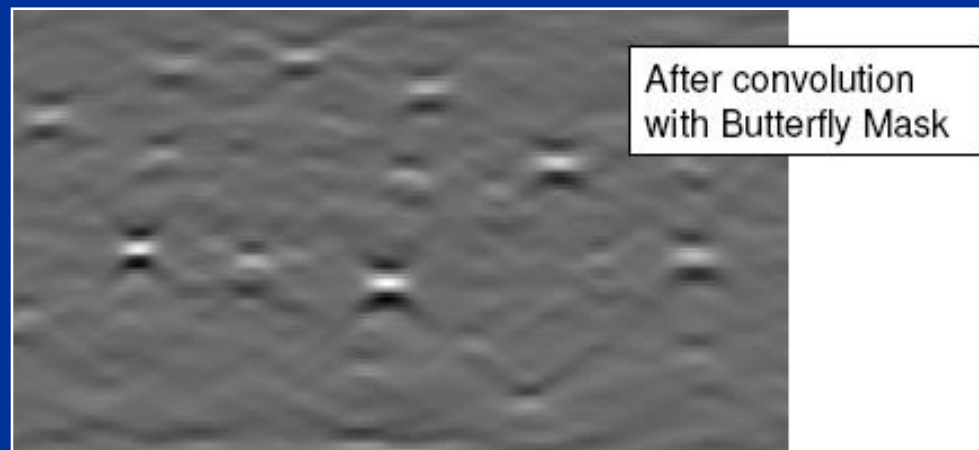
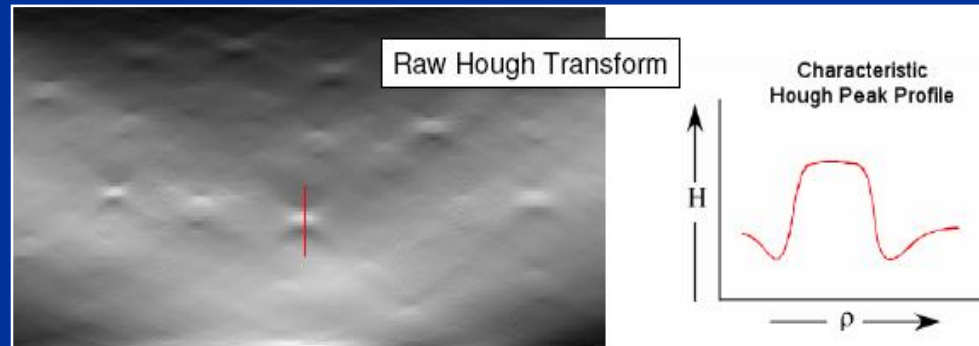
- Przez pojedynczy pixel na układzie X-Y można przeprowadzić nieskończoną liczbę linii
- Linia ta może być opisana przez parametry Hougha „ ρ ” i „ θ ”, gdzie „ ρ ” reprezentuje odległość linii od początku układu a „ θ ” – kąt pochylenia linii
- Punkt w przestrzeni obrazu jest przedstawiony jako sinusoida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



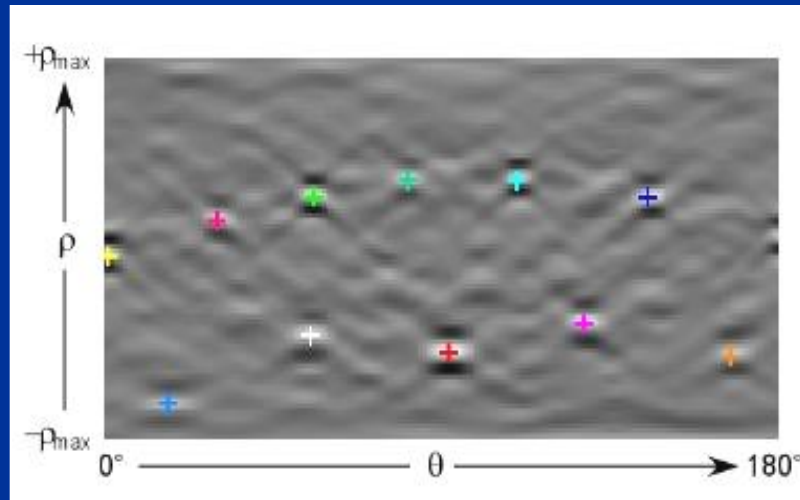
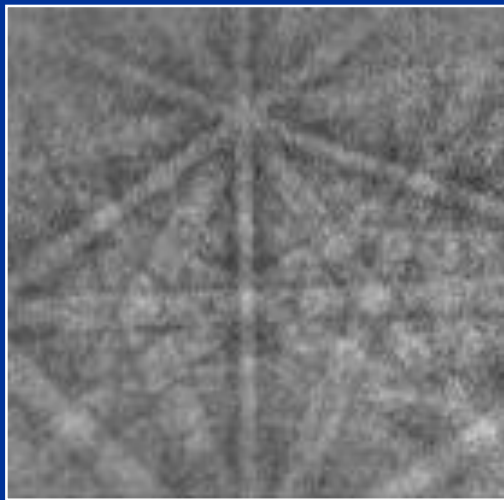
- Rozważmy 4 piksele leżące na jednej linii. Dla każdego piksela obliczamy wszystkie możliwe wartości „ ρ ” dla kąta „ θ ” w zakresie od 0° do 180° zgodnie z równaniem: $\rho = x\cos\theta + y\sin\theta$.
- Otrzymujemy 4 krzywe sinusoidalne przecinające się w punkcie o koordynatach „ ρ ” i „ θ ”, odpowiadających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

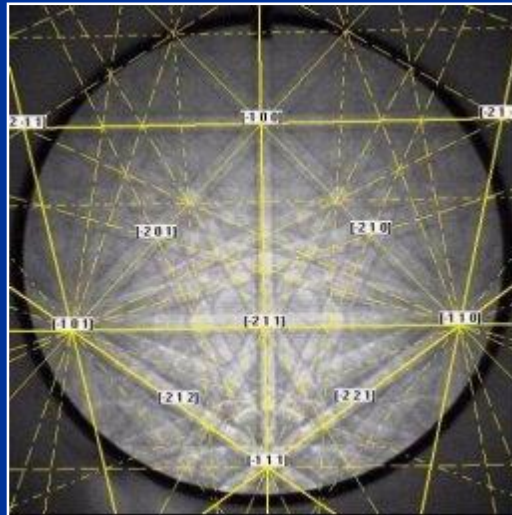
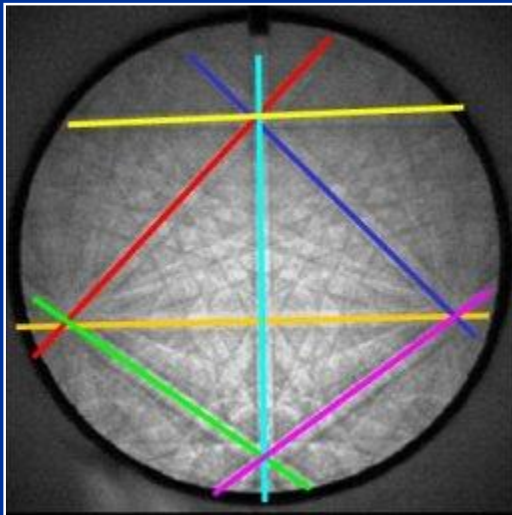
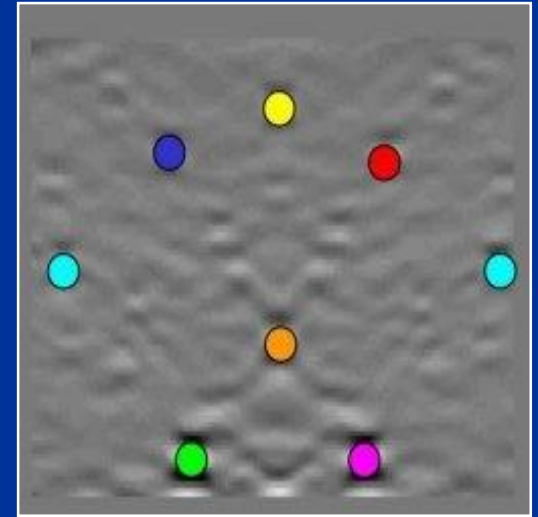
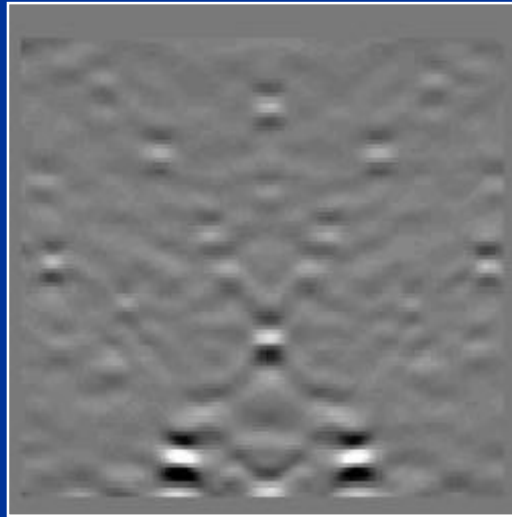
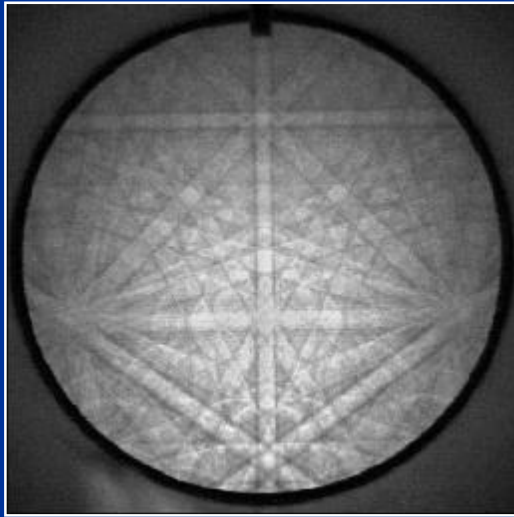


Transformata Hougha

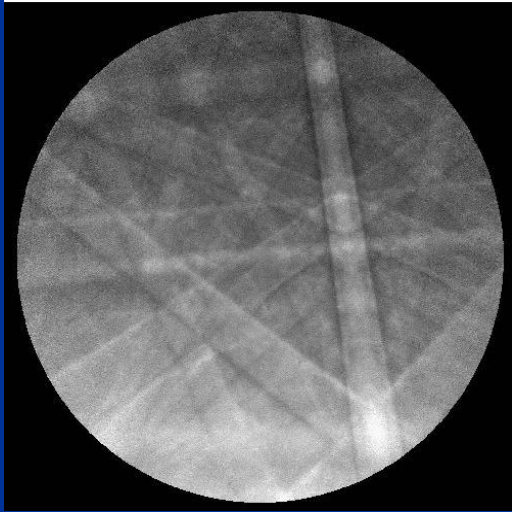


Detekcija linii - transformata Hougha

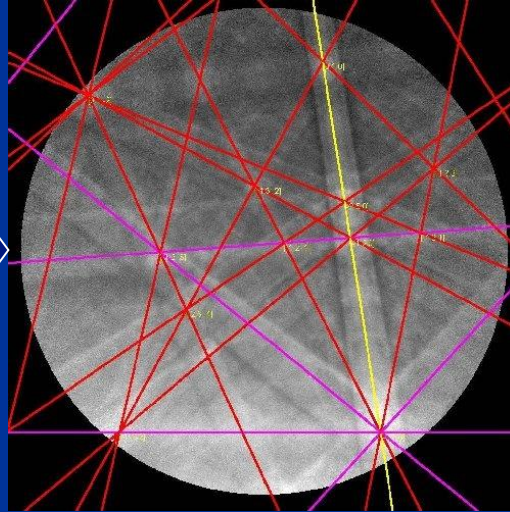




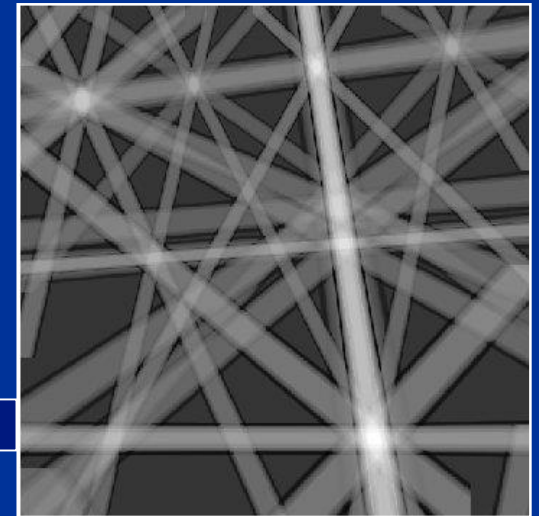
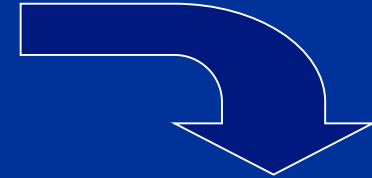
**Detekcja linii za
pomocą transformaty
Hougha**



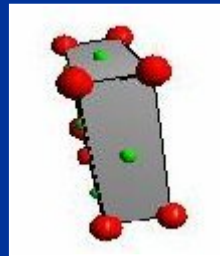
Dyfrakcja z ceramiki
mullitowej (układ
ortorombowy) ($3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$),
10 kV



Rozwiązanie dyfrakcji
nałożone na realną dyfrakcję
orientacja $\{370\}\langle 7-34\rangle$



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

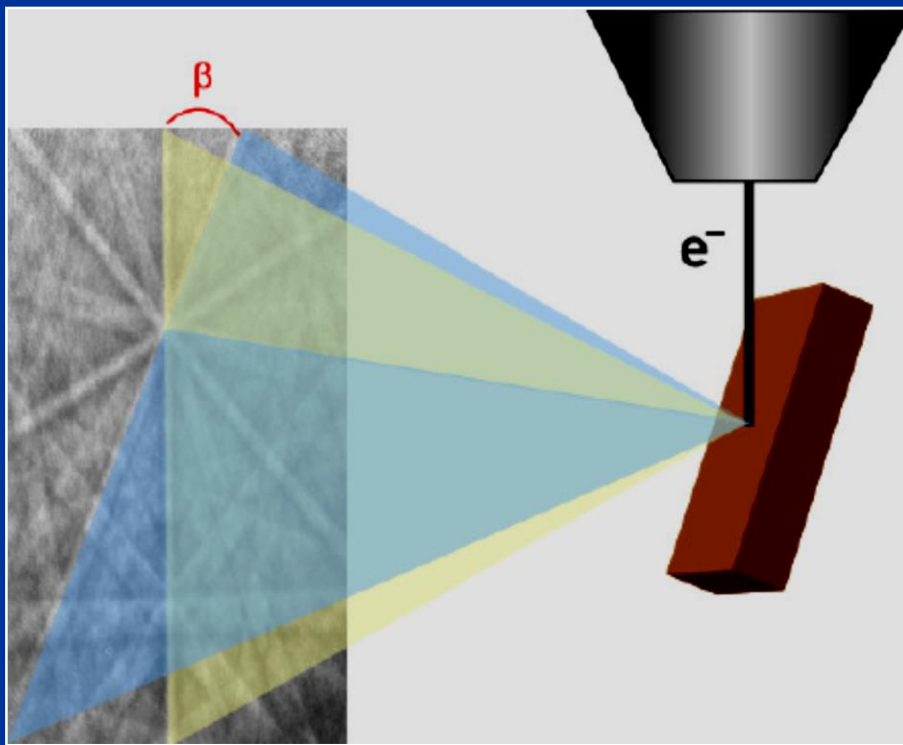


Symulacja orientacji
kryształitu mullitu



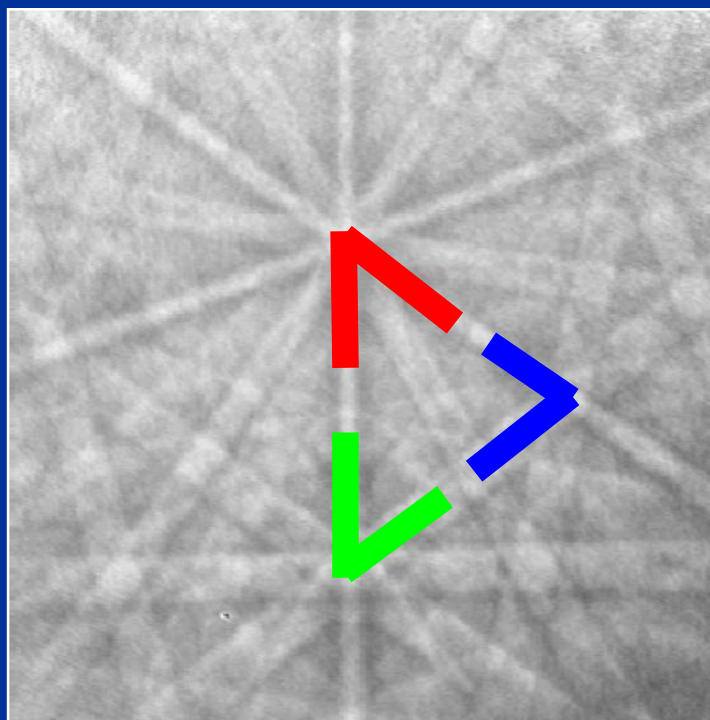
EBSD – analiza dyfrakcji

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	$31\bar{1}$	80.0	111	$3\bar{1}\bar{1}$
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	$3\bar{1}\bar{1}$	90.0	200	020
54.7	111	200	90.0	200	0 $\bar{2}2$
58.5	111	$31\bar{1}$	90.0	220	$1\bar{1}3$
60.0	220	202	90.0	220	$2\bar{2}0$
63.0	311	$13\bar{1}$			

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.

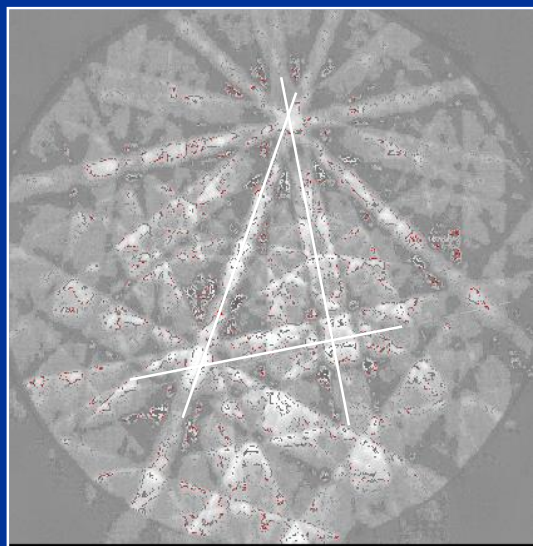
200, 020 200, 002 200, 111 200, 11 $\bar{1}$...
020, 002 020, 111 020, 11 $\bar{1}$ 020, 1 $\bar{1}$ 1 ...
002, 111 002, 11 $\bar{1}$ 002, 1 $\bar{1}$ 1 002, $\bar{1}$ 11 ...
⋮

4) Calculate the angles between the plane pairs.

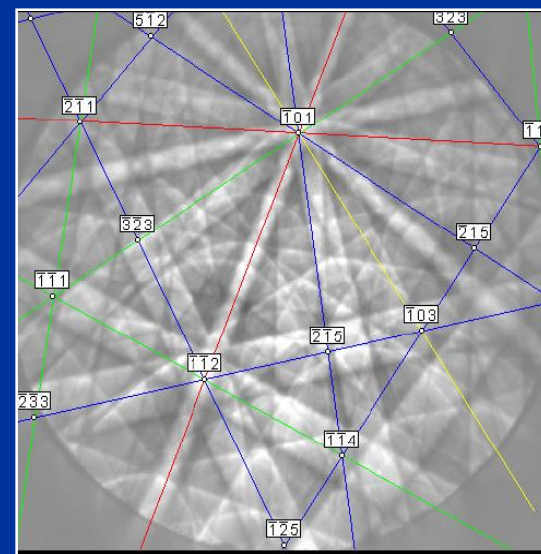
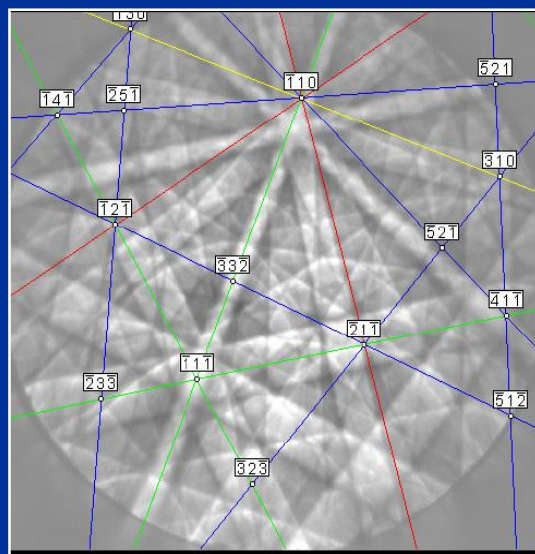
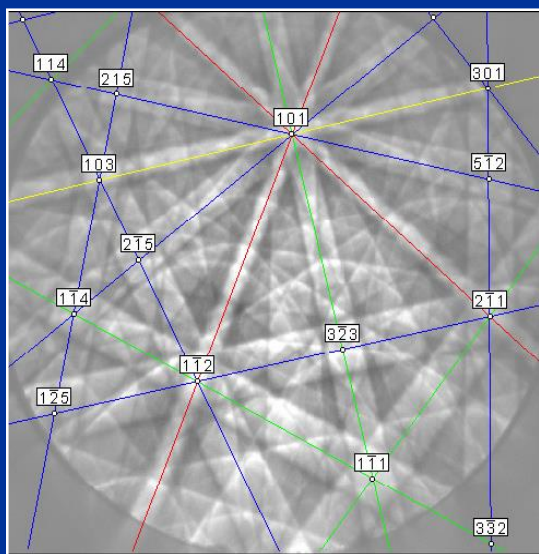
200 \angle 020 = 90° 200 \angle 002 = 90° 200 \angle 111 = 54.7° 200 \angle 11 $\bar{1}$ = 54.7° ...
020 \angle 002 = 90° 020 \angle 111 = 54.7° 020 \angle 11 $\bar{1}$ = 54.7° 020 \angle 1 $\bar{1}$ 1 = 54.7° ...
002 \angle 111 = 90° 002 \angle 11 $\bar{1}$ = 90° 002 \angle 1 $\bar{1}$ 1 = 90° 002 \angle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

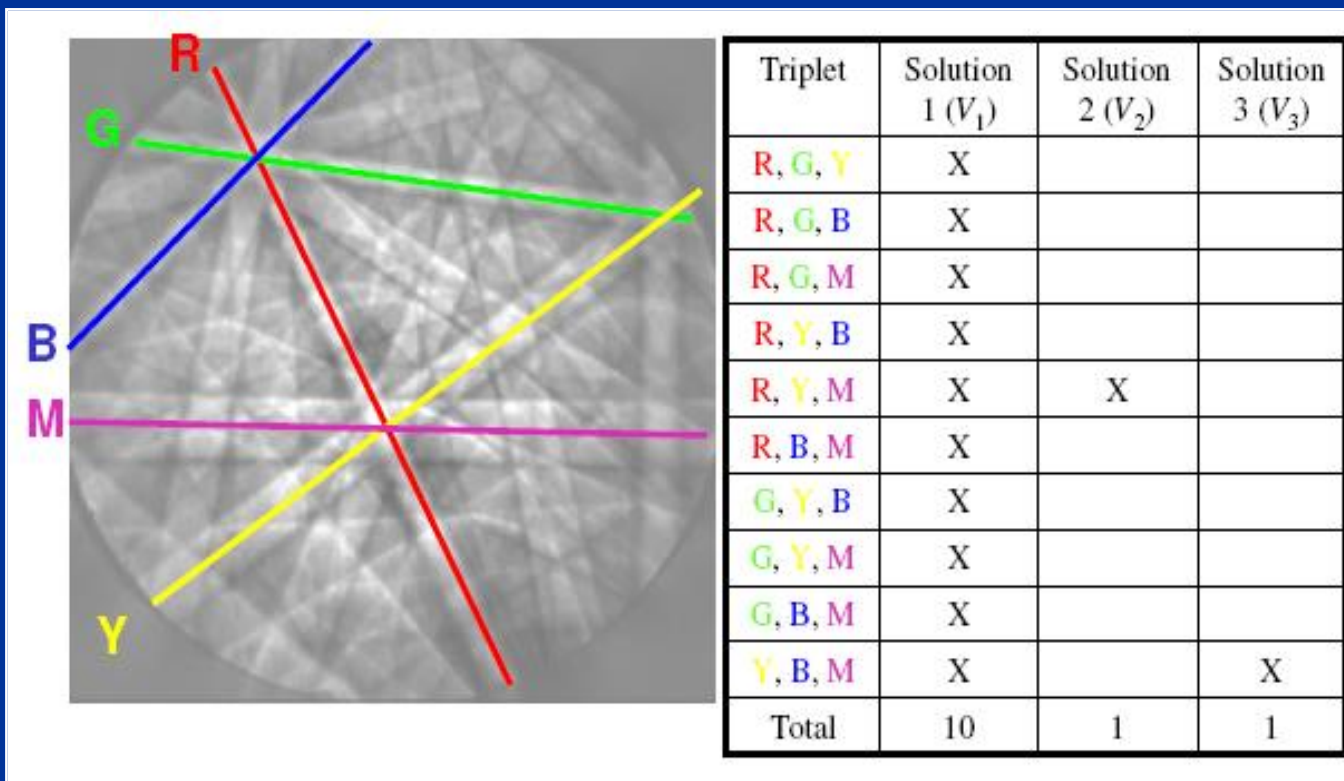


$$\# \textit{ triplets} = \frac{n!}{(n-3)! \cdot 3!}$$

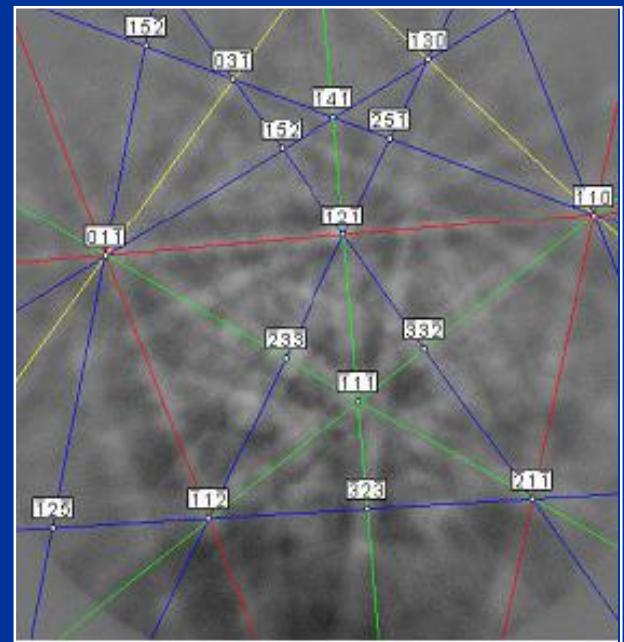
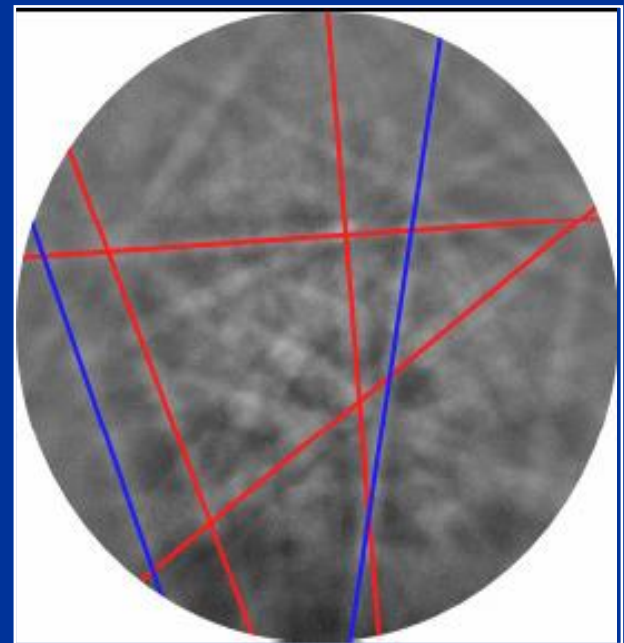
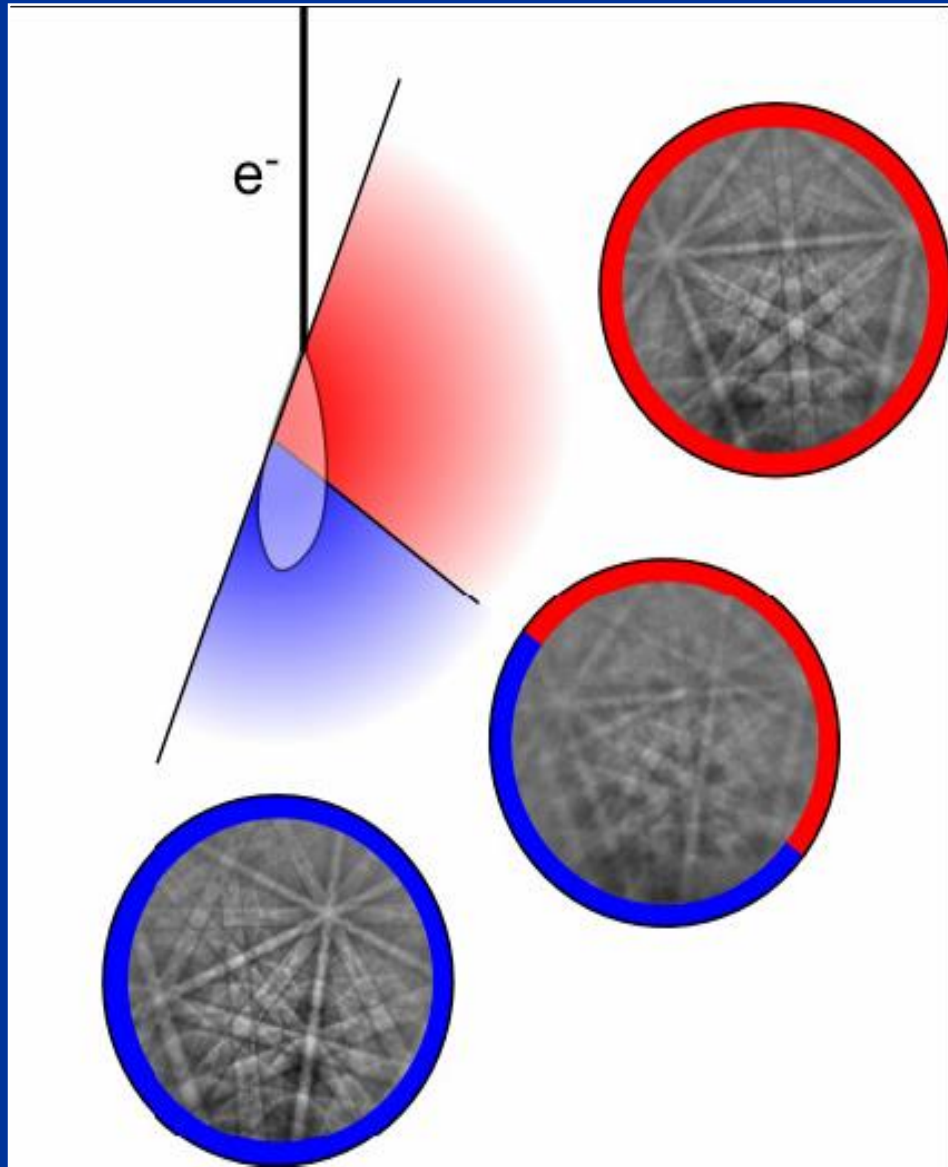
For a given number of bands, n , used for pattern indexing, the number of band triplets is determined by this formula.

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

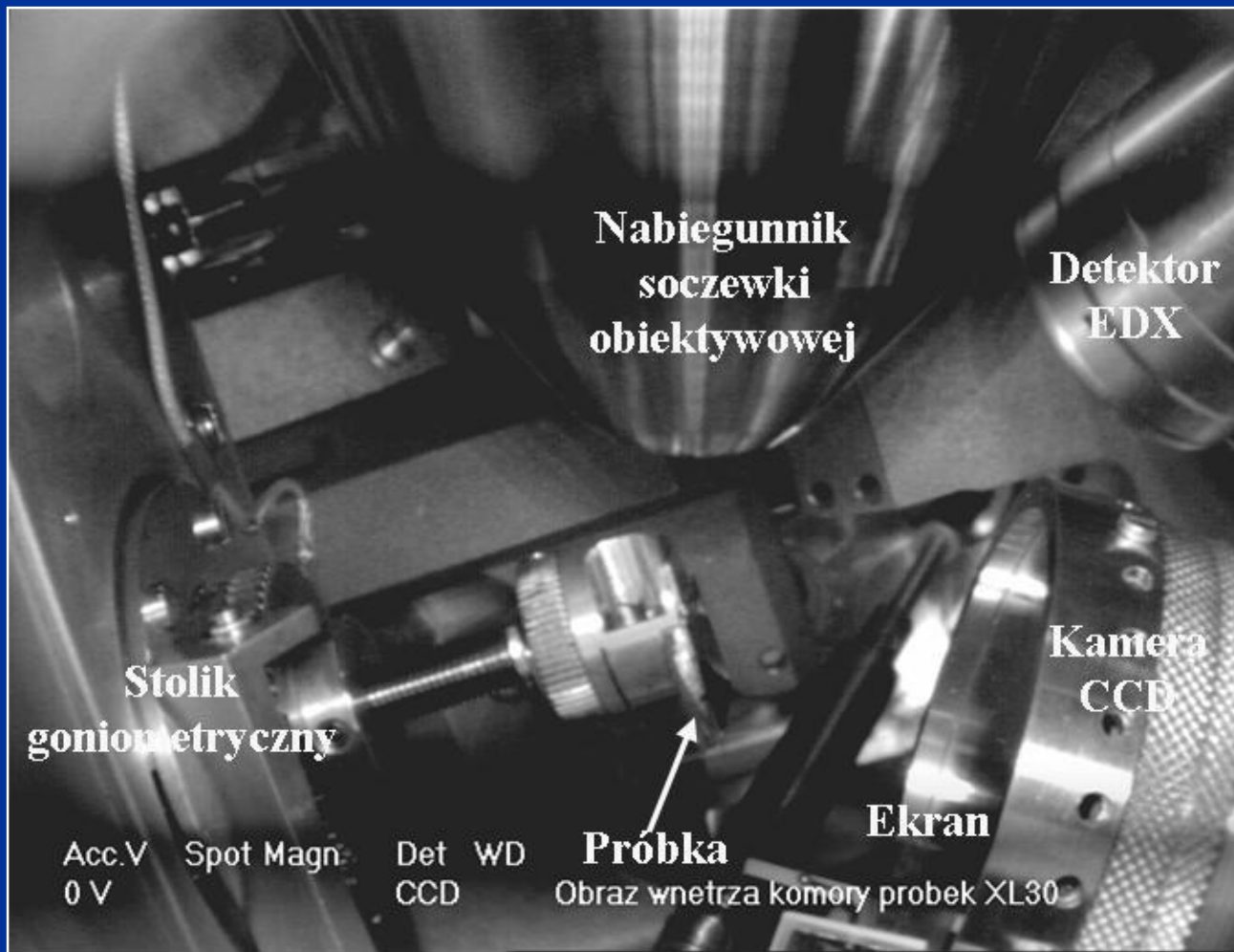
n	$\# \textit{ triplets}$
3	1
4	4
5	10
6	20
7	35
8	56
9	84



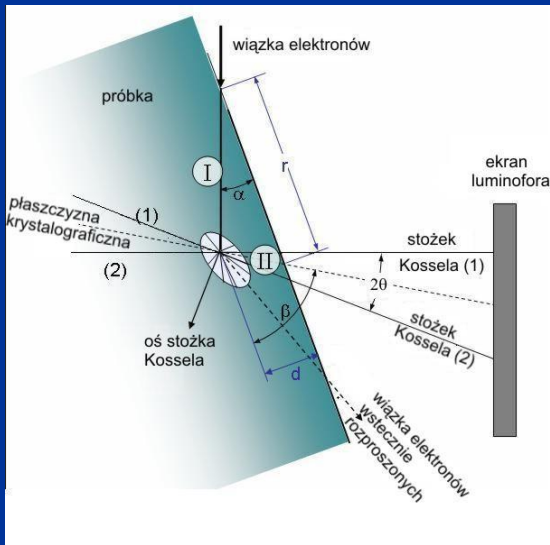
Dla zestawu 5 pasm – możliwe 10 kombinacji trójkowych
Dla 10 kombinacji trójkowych - tylko rozwiązanie V_1 (10 głosów).
Rozwiązanie V_2 (1 głos) i rozwiązanie V_3 (1 głos)



C-SEM (HV)



Kilka uwag praktycznych

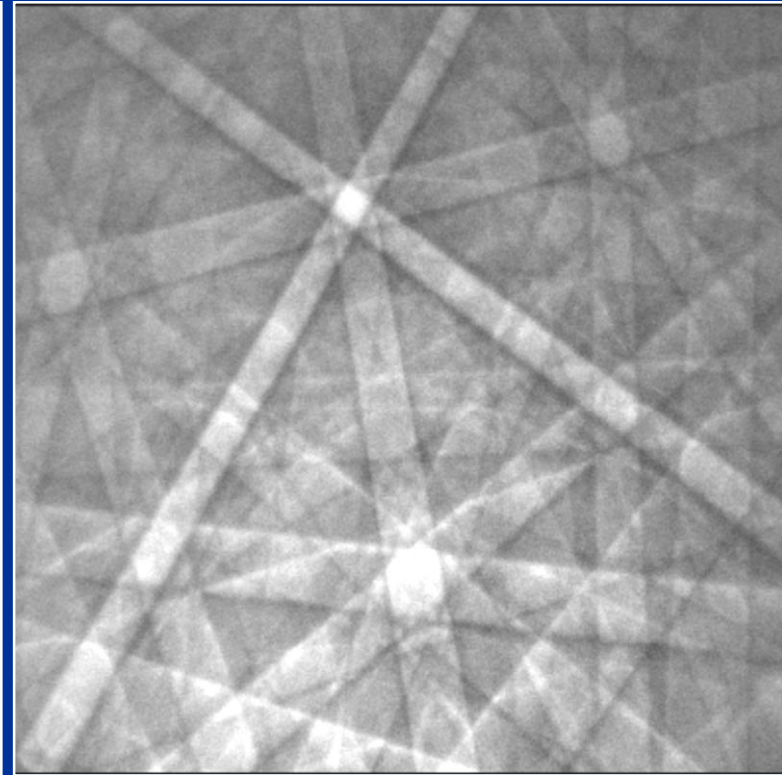
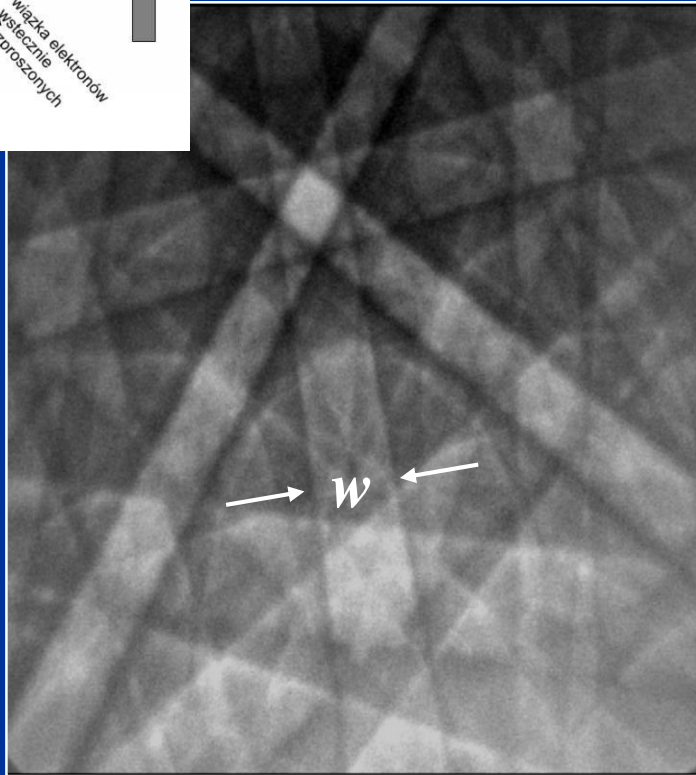


$$w = 2l\theta$$

w - szerokość
pasma

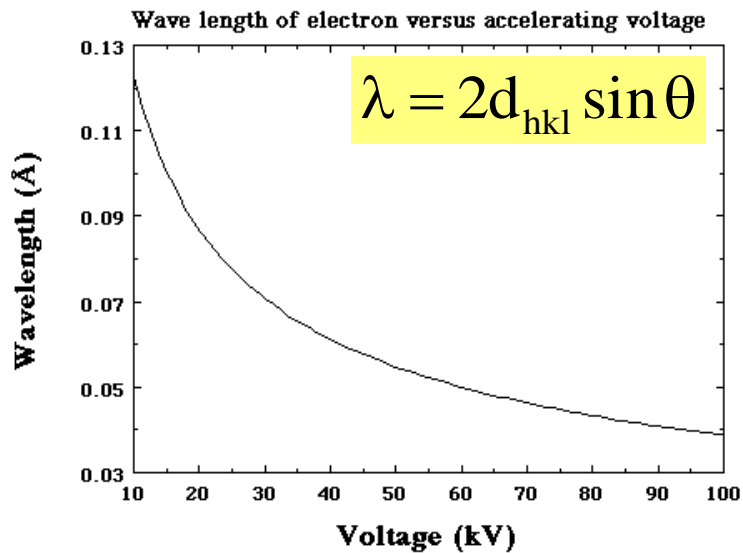
$$n\lambda = 2d_{hkl} \sin \theta = 2d_{hkl} \theta$$

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



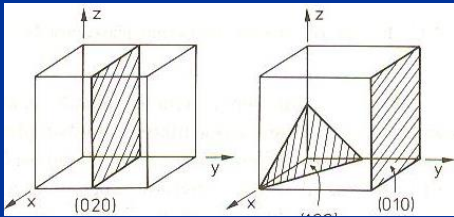
Wpływ napięcia przyspieszającego (zależność w od λ)

EBSD z Si przy 10 kV i 30 kV

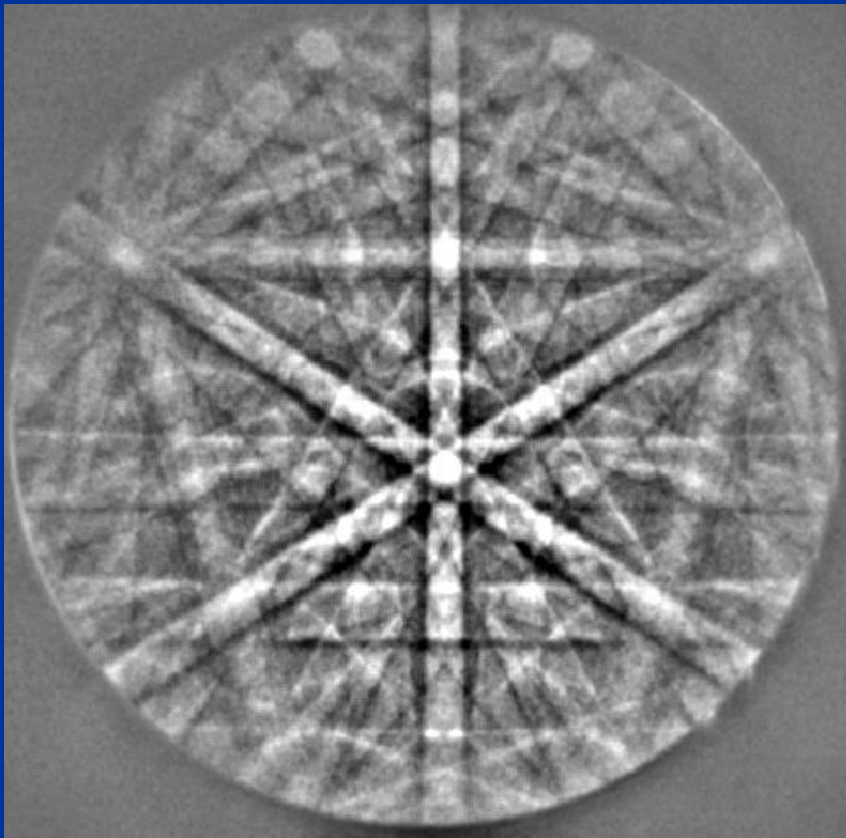


V (kV)	λ (nm)
20	0.00859
30	0.00698
40	0.00602
50	0.00536
60	0.00487
70	0.00448
80	0.00418
90	0.00392
100	0.00370
200	0.00251
300	0.00197
400	0.00164
500	0.00142
600	0.00126
700	0.00113
800	0.00103
900	0.00094
1000	0.00087
2000	0.00050
4000	0.00028

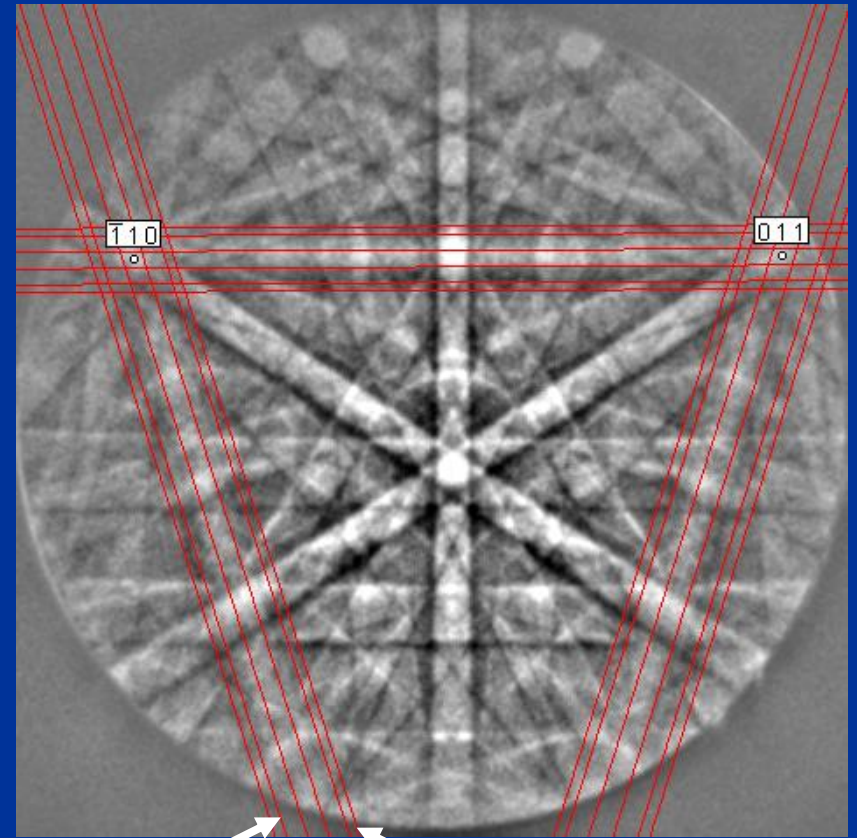
Szerokość pasm Kikuchiego jest odwrotnie proporcjonalna do odległości międzyplaszczynowej „d”



Si 1-1-1	3.135 Å
Si 3-3-3	1.045 Å
Si 4-4-4	0.784 Å



(zależność „w” od „d”)



3-3-3 1-1-1 4-4-4

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.

Zarejestrowany obraz dyfrakcyjny porównujemy z obrazem dyfrakcyjnym, na którym natężenie pasm zostało wyliczone na podstawie powyższego równania, uważając aby uwzględnić tylko te płaszczyzny które uginają elektrony, gdyż tylko one biorą udział w tworzeniu dyfrakcji.

gdzie:

Z – liczba atomowa,

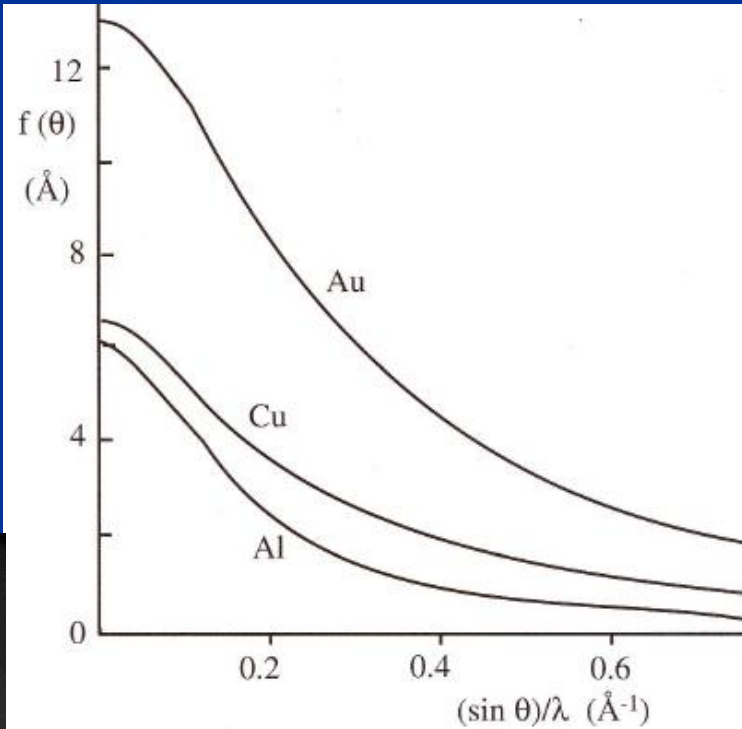
f_x – czynnik atomowy na rozpraszanie promieniowania rentgenowskiego,

$Z-f_x$ – rozpraszanie elektronu na elektronach powłok

$\lambda/\sin\theta$ – opisuje rozpraszanie Rutherforda elektronu na jądrze atomowym

(L.REIMER)

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



Al

a

Ta

b

Czynnik strukturalny

Umożliwia przewidywanie obecności lub nieobecności refleksów dyfrakcyjnych od różnych płaszczyzn krystalograficznych a także proporcje ich intensywności. Opisywany przez niego efekt spowodowany jest interferencją fal cząstkowych ugiętych na poszczególnych atomach komórki elementarnej.

$$\mathbf{A}_{hkl} \propto \mathbf{F}_{hkl} \mathbf{A}_0$$

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

A_0 – amplituda wiązki elektronowej padającej

F_{hkl} – czynnik strukturalny dla płaszczyzny hkl

$$\begin{aligned} \mathbf{F}_{hkl} = & \mathbf{f}_1(\theta) \exp[-2\pi i(\mathbf{h}\mathbf{u}_1 + \mathbf{k}\mathbf{v}_1 + \mathbf{l}\mathbf{w}_1)] \\ & + \mathbf{f}_2(\theta) \exp[-2\pi i(\mathbf{h}\mathbf{u}_2 + \mathbf{k}\mathbf{v}_2 + \mathbf{l}\mathbf{w}_2)] \\ & + \dots \\ & + \mathbf{f}_n(\theta) \exp[-2\pi i(\mathbf{h}\mathbf{u}_n + \mathbf{k}\mathbf{v}_n + \mathbf{l}\mathbf{w}_n)] \end{aligned}$$

$$\mathbf{F}_{hkl} = \sum_{j=1}^n f_j(\theta) \exp[-2\pi i(hu_j + kv_j + lw_j)]$$

Dla n liczby atomów w komórce elementarnej

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

Czynnik strukturalny

100 dla fcc (Au)

– atomy Au rozmieszczone są na narożach komórki elementarnej i na środkach płaszczyzn.

$n = 4$ (bo cztery atomy tworzą komórkę elementarną zajmując pozycje: $[0,0,0]$, $[0,1/2,1/2]$, $[1/2,0,1/2]$, $[1/2,1/2,0]$)

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

Zwykle stosuje się równoważną, bardziej praktyczną 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>

F_{hkl} dla FCC

warunkiem wystąpienia refleksu w sieci FCC jest, aby

Wskaźniki „h k l” były tego samego rodzaju (parzyste lub nieparzyste),

wtedy suma dwóch wskaźników będzie zawsze parzysta (w tym przypadku $F_{hkl} = 4f$), dlatego eliminujemy płaszczyzny: 100, 110, 210, 211...., a zostają płaszczyzny: 111, 200, 220, 311, 222, 331, 422, 333, 440, 531, 442, 533

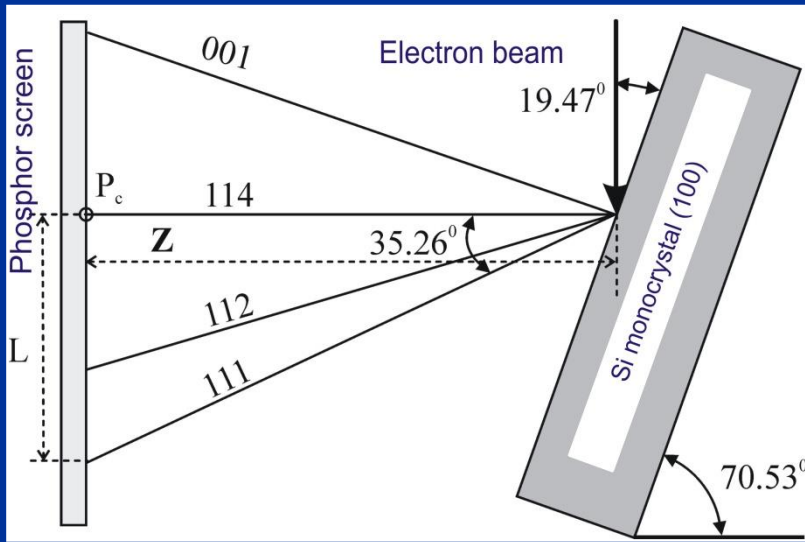
Reflectors	No.	d-spacing, Å	Intensity %
{111}	4	2.338	100.0
{200}	3	2.025	69.4
{220}	6	1.432	27.6
{311}	12	1.221	18.2
{222}	4	1.169	16.2
{331}	12	0.929	9.0
{422}	12	0.827	6.6

F_{hkl} dla BCC

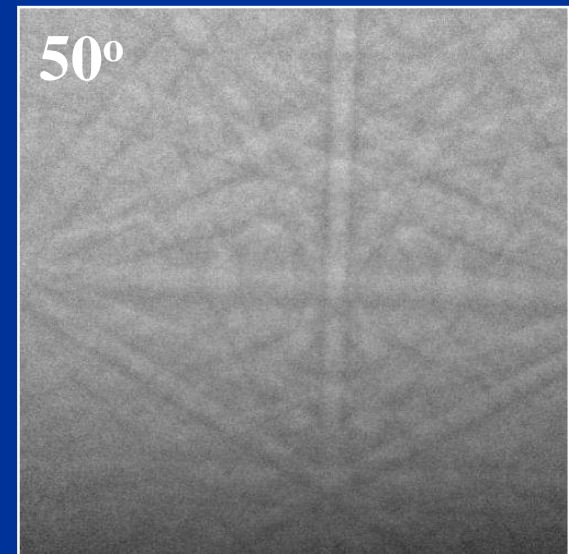
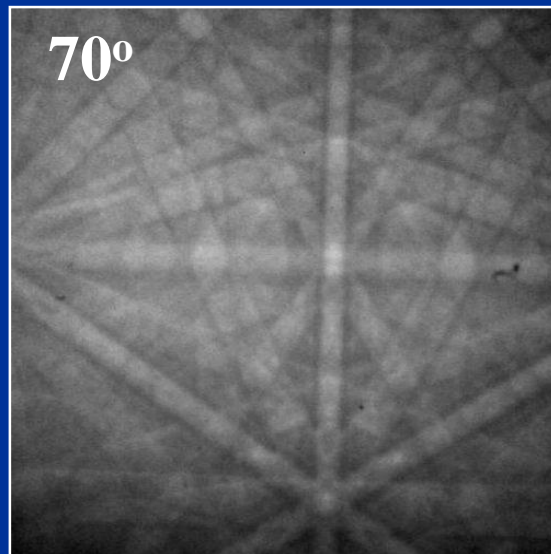
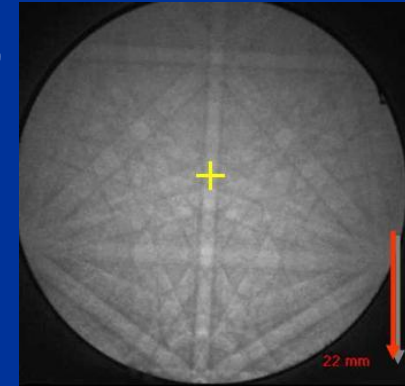
warunkiem wystąpienia refleksu w sieci BCC jest, aby

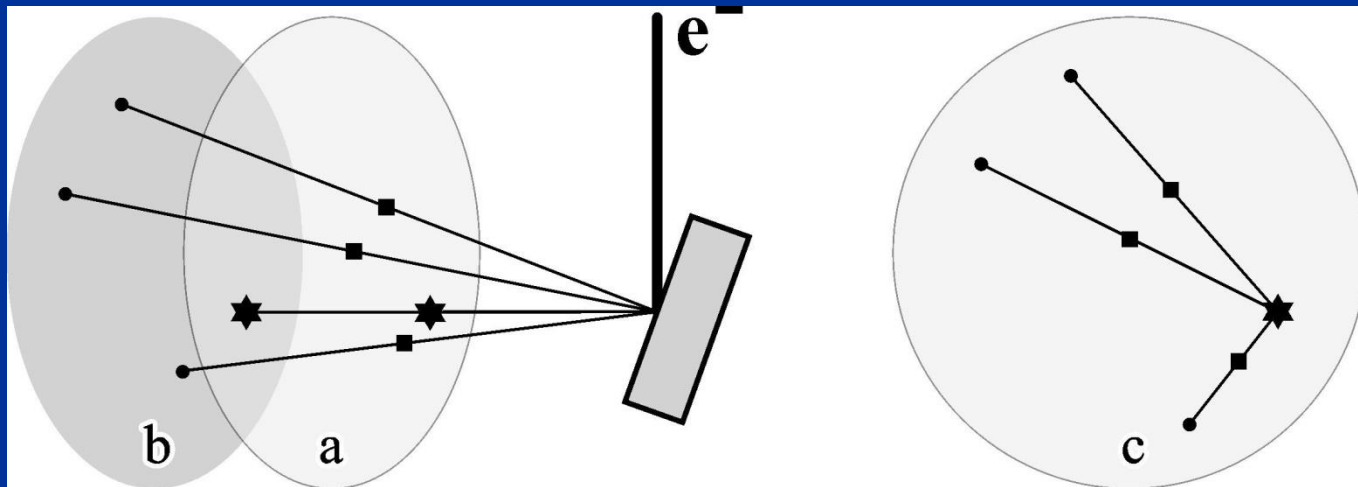
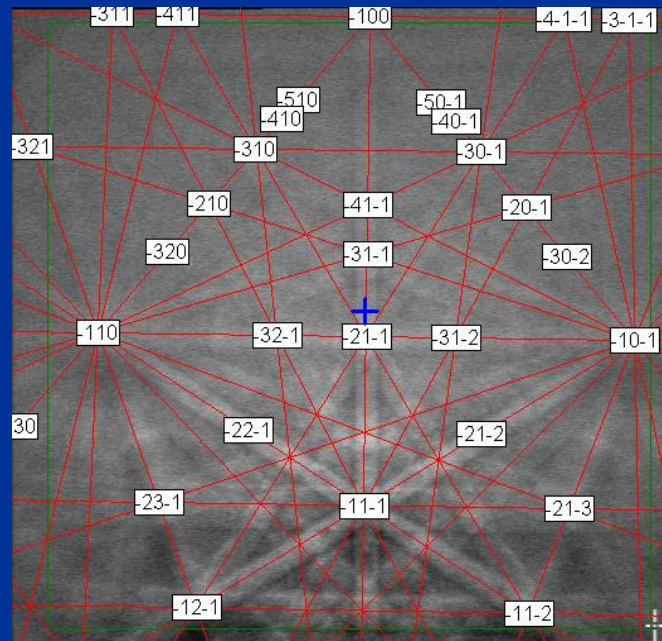
Suma wskaźników „h k l” była zawsze parzysta

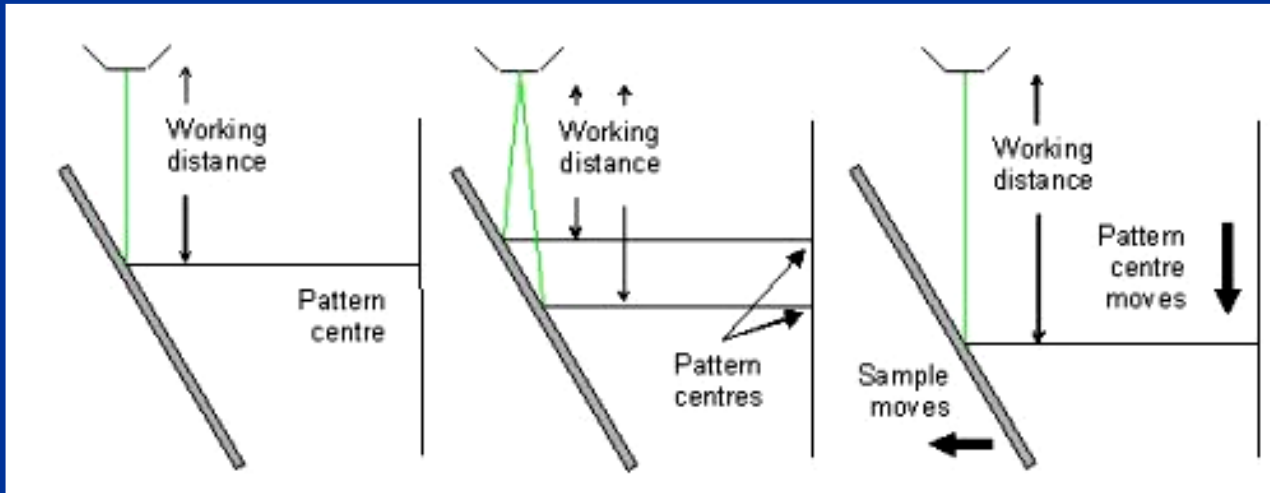
Pattern Centre – dlaczego pochylamy próbkę o 70° ?



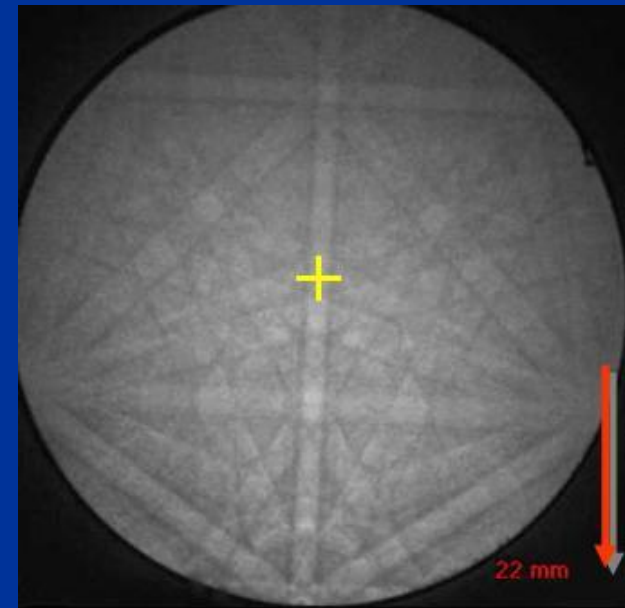
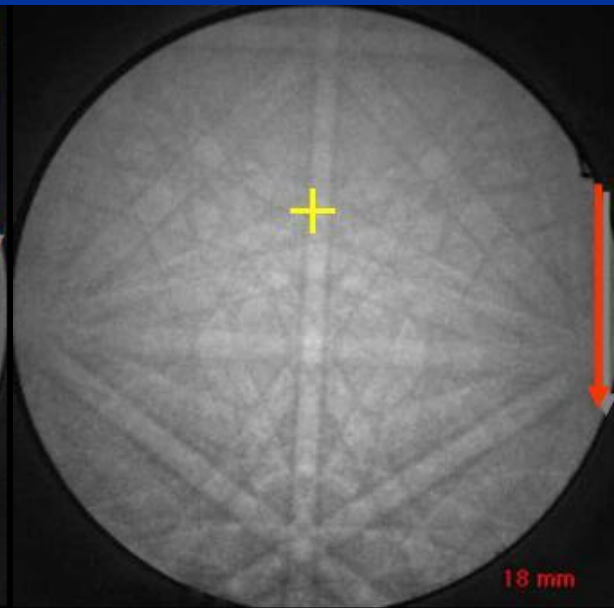
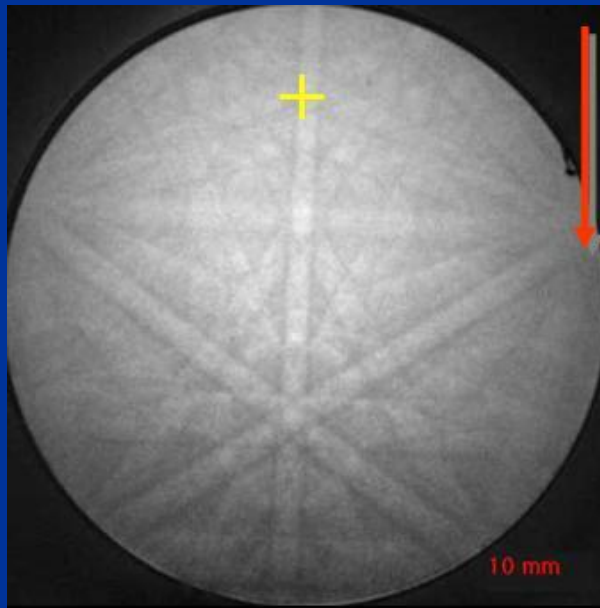
Pattern Centre (PC)
Punkt na ekranie
luminoforu leżący
najbliżej źródła
elektronów
generującego dyfrakcje

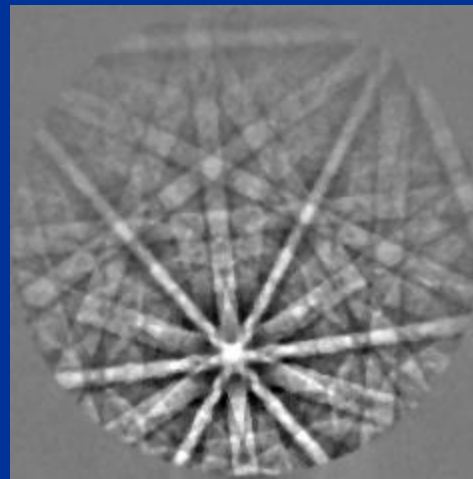
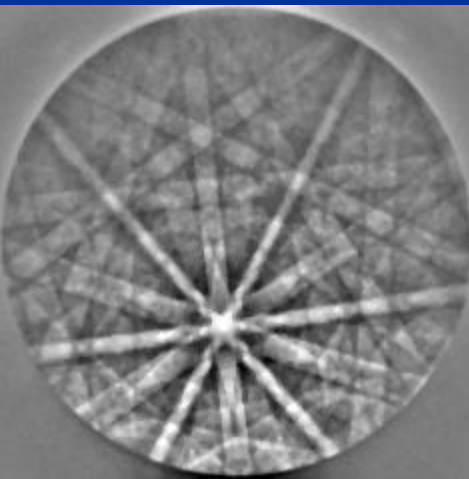
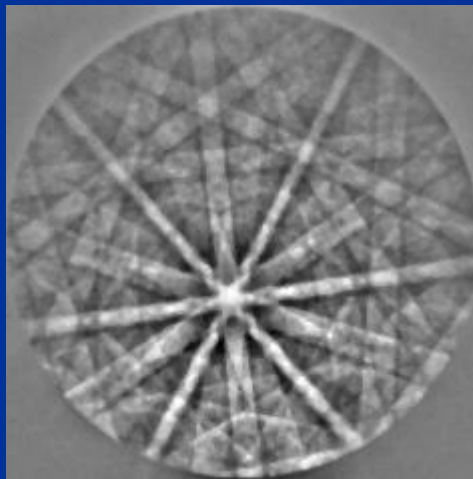
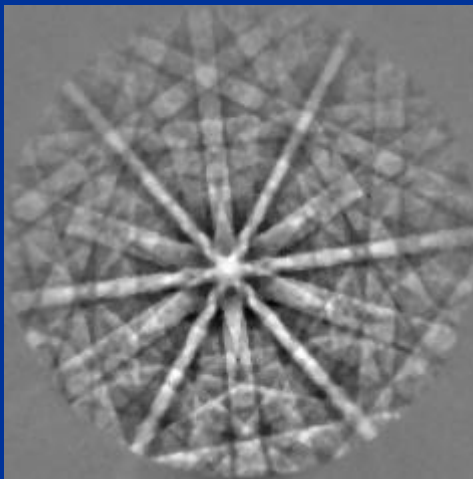
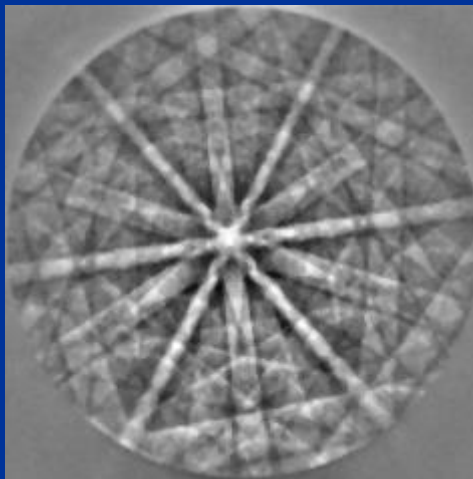
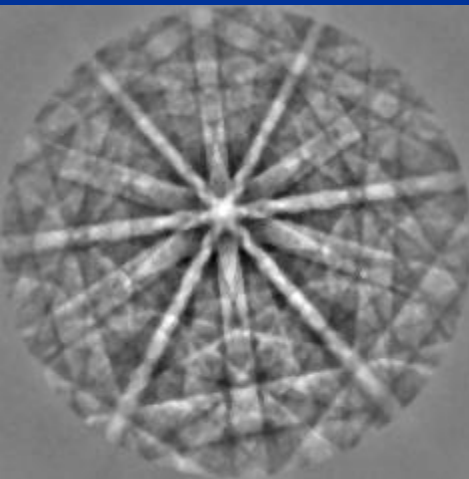
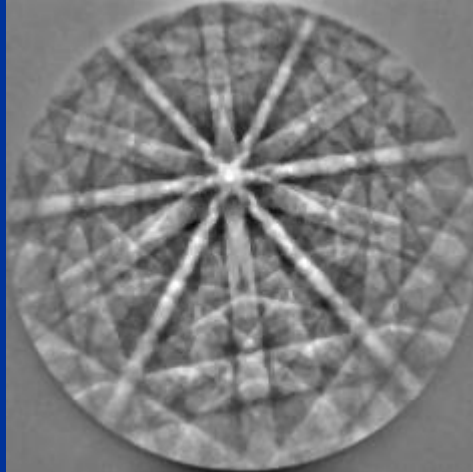
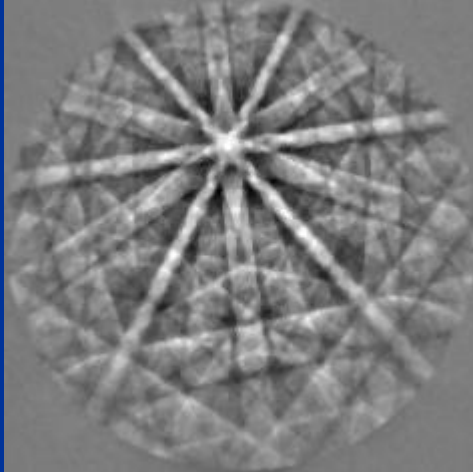
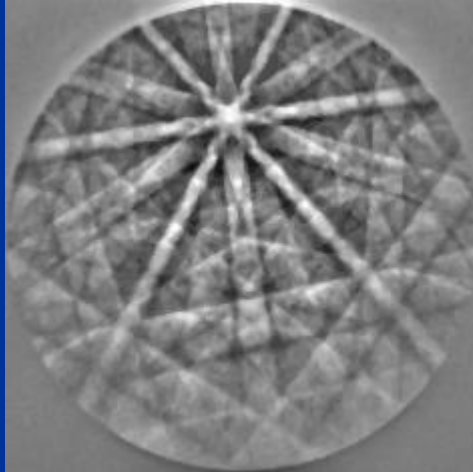
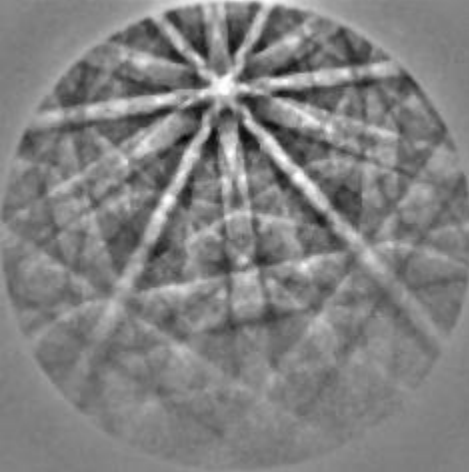






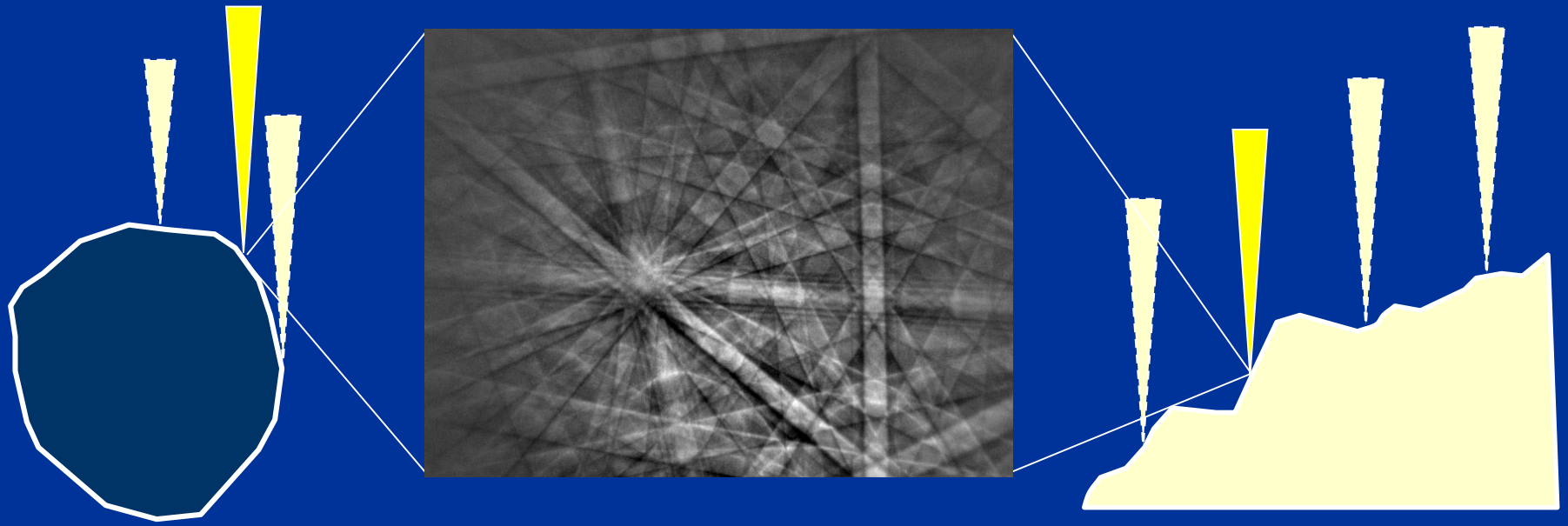
Gdy zmienia się
WD (*Working Distance*) ulega
zmianie położenie
PC (*Pattern Centre*)



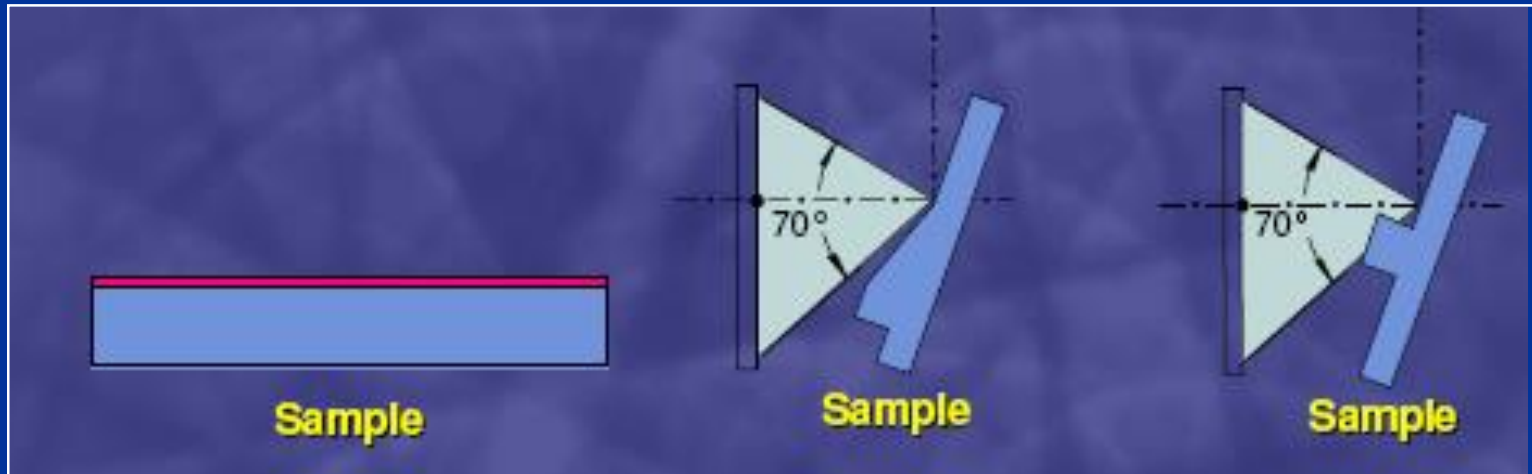


Zmiana położenia PC (*Pattern Centre*) wraz ze zmianą WD (*Working Distance*)

**Austenit – WD od 7 mm do 25 mm
(zmiana co 2 mm)**

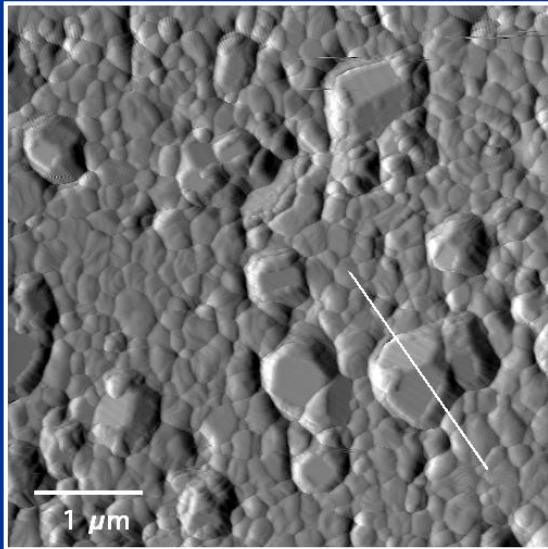


Przygotowanie próbek do badań

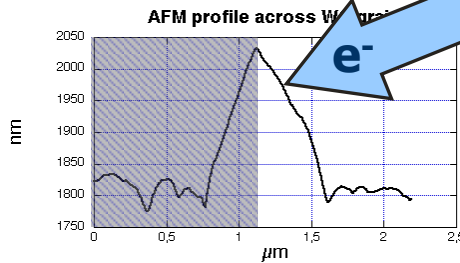


Ponieważ informacja pochodzi z głębokości ~ 50 nm, dlatego konieczna jest:

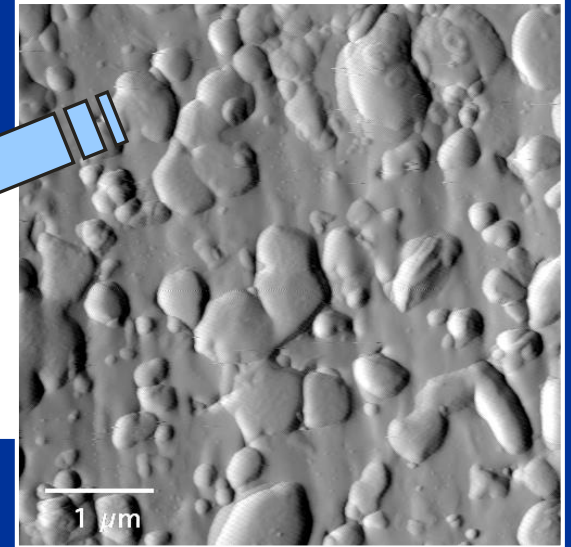
- Ciągłość struktury krystalograficznej aż do powierzchni próbki
- Gładka powierzchnia bez wypukłości („*shadowing*”)
- Brak warstwy zdeformowanej, tlenkowej, napylonej



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

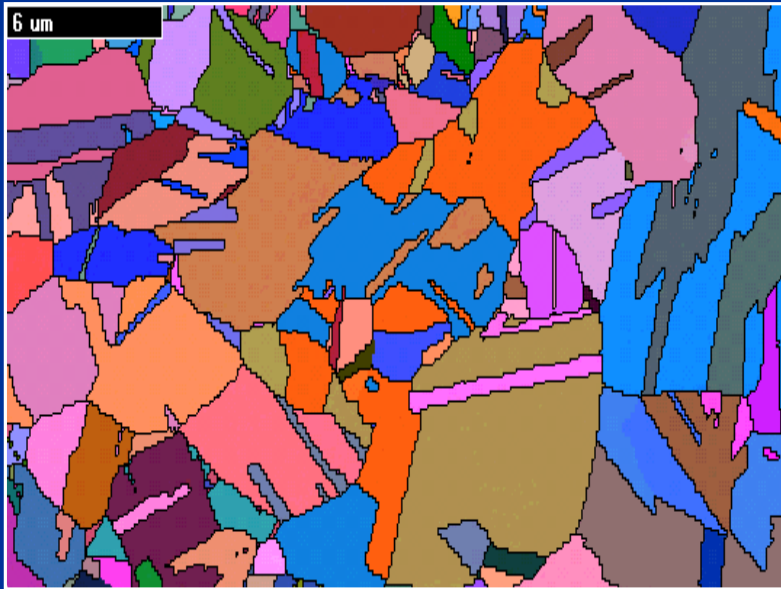


AFM profile across WC grain

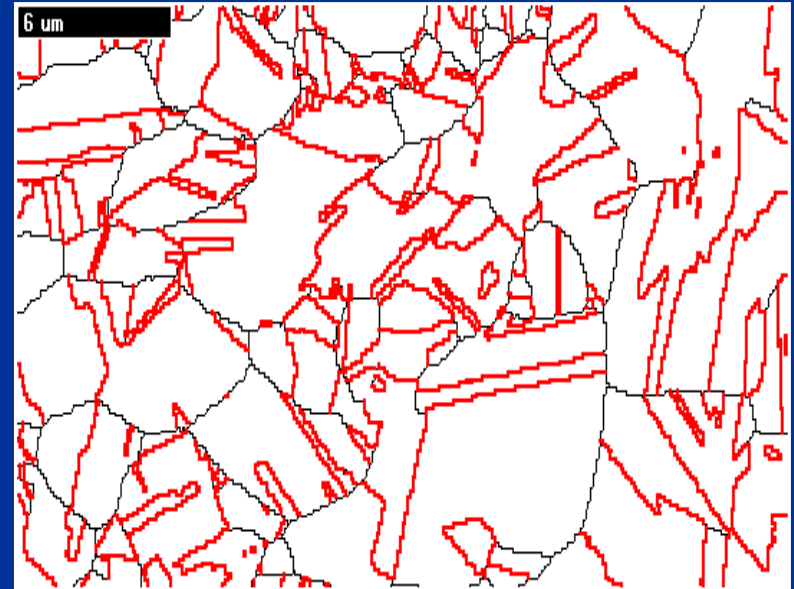


Polerowanie koloidalną krzemionką
Y-TZP (0.2 - 0.3 μm)/WC

Przykłady

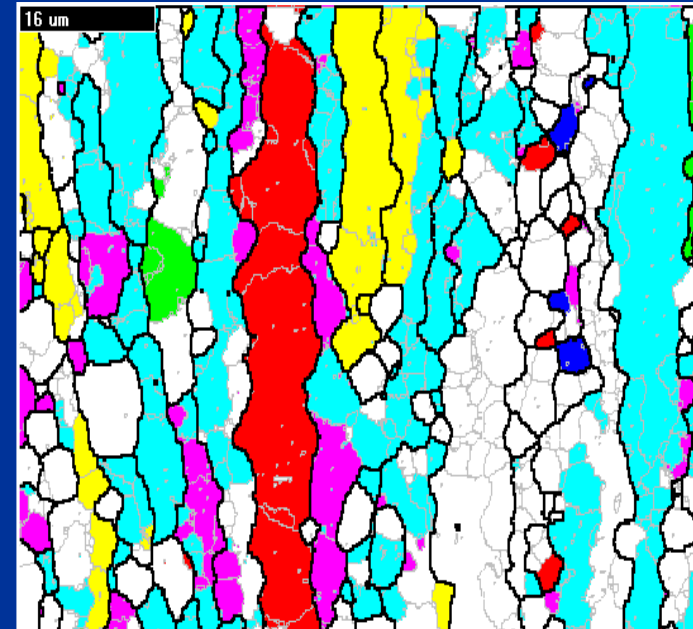
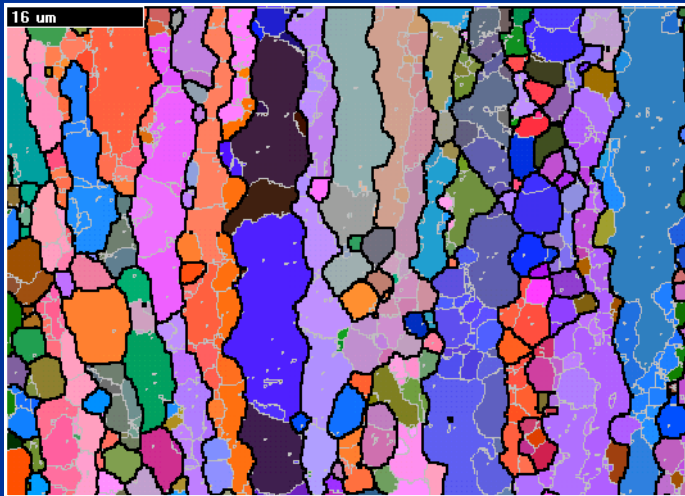


**Granice międzyziarnowe
w mosiądzu
Mapa orientacji**

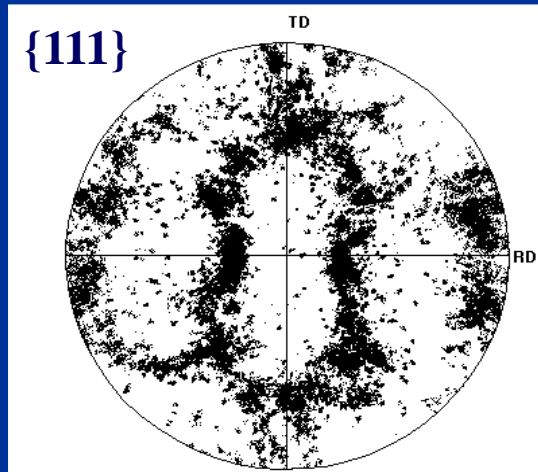


**Granice CSL (Coincidence Site
Lattice) w mosiądzu
 $\Sigma 3$ (granice bliźniacze) – 67%**

Analiza tekstury



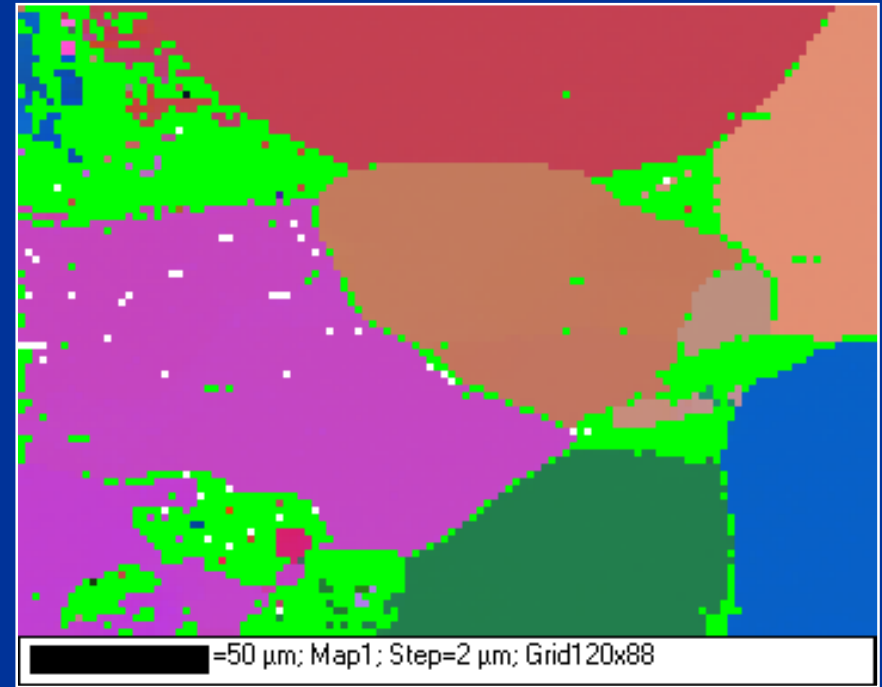
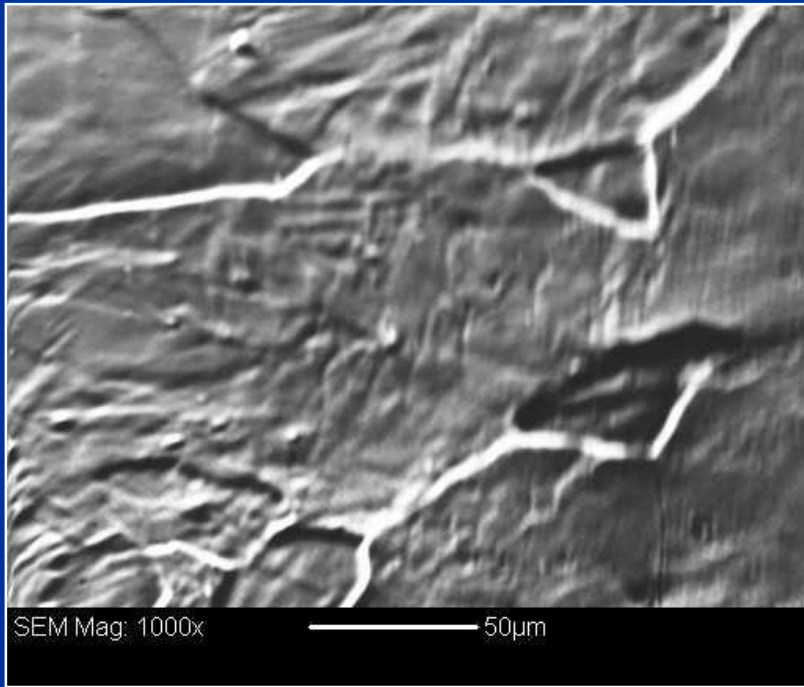
- Brass $\{011\}\langle 112\rangle$
- Copper $\{112\}\langle 111\rangle$
- Cube $\{001\}\langle 100\rangle$
- Goss $\{011\}\langle 100\rangle$
- P $\{011\}\langle 122\rangle$
- S $\{123\}\langle 634\rangle$



Stop AA5182 walcowany na gorąco

Prof. J.Humphries, UM

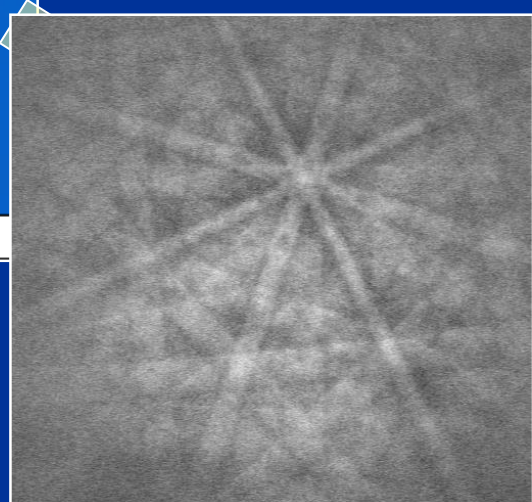
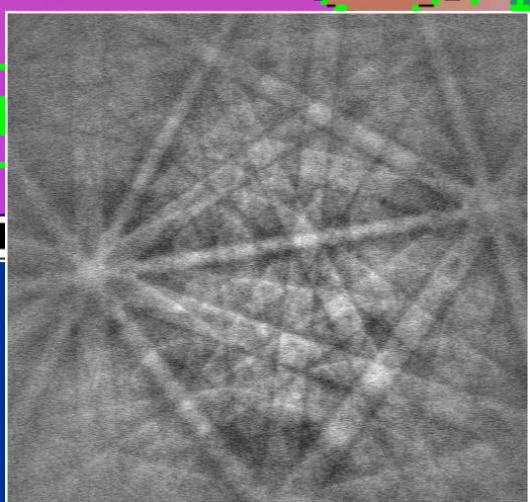
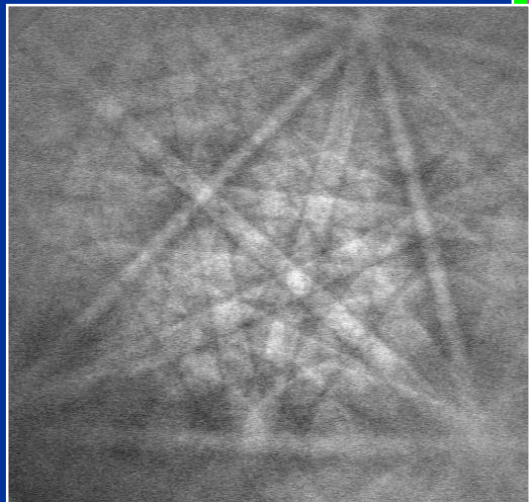
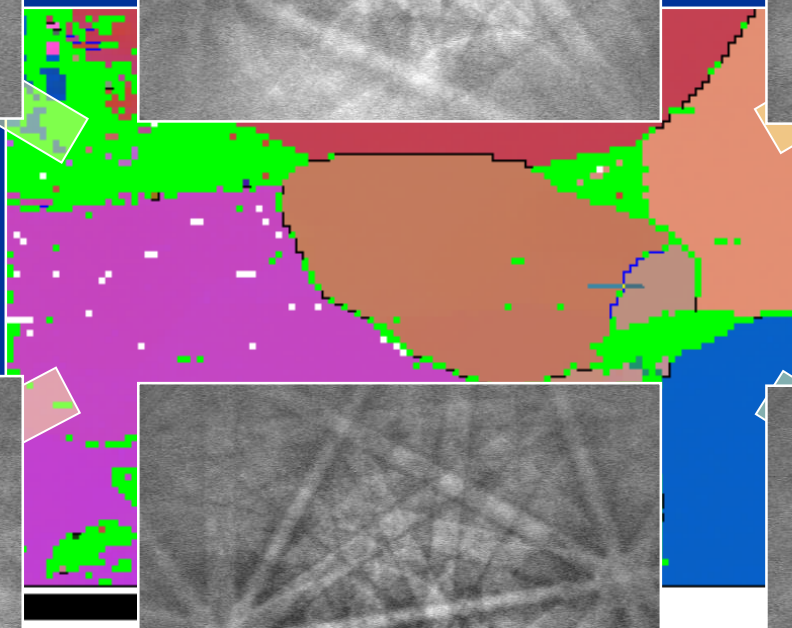
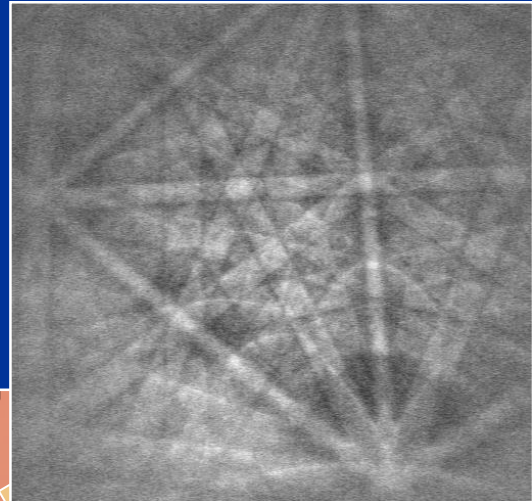
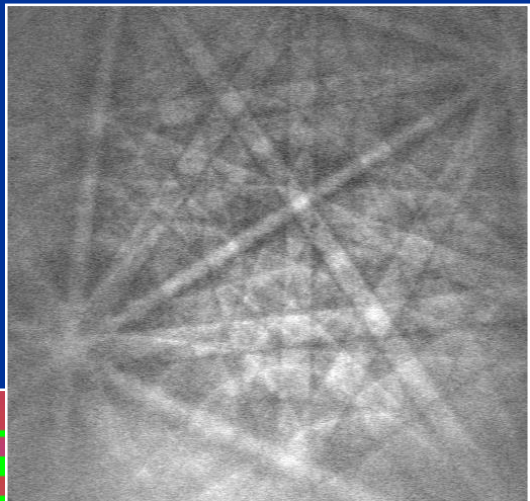
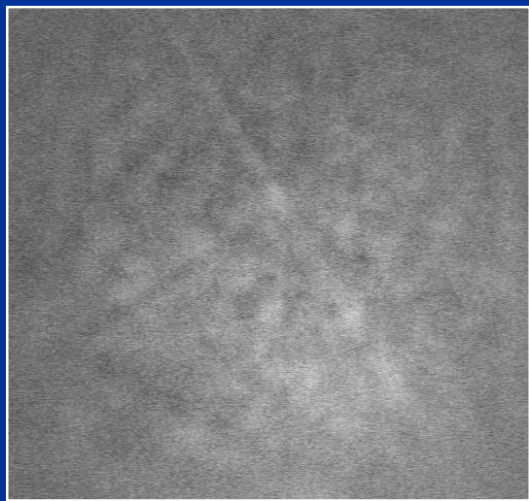
Fe0.05wt%C 725°C 554h



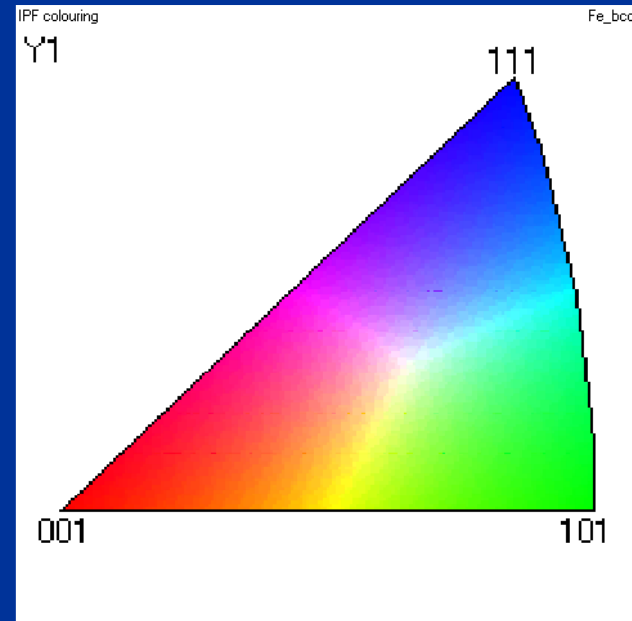
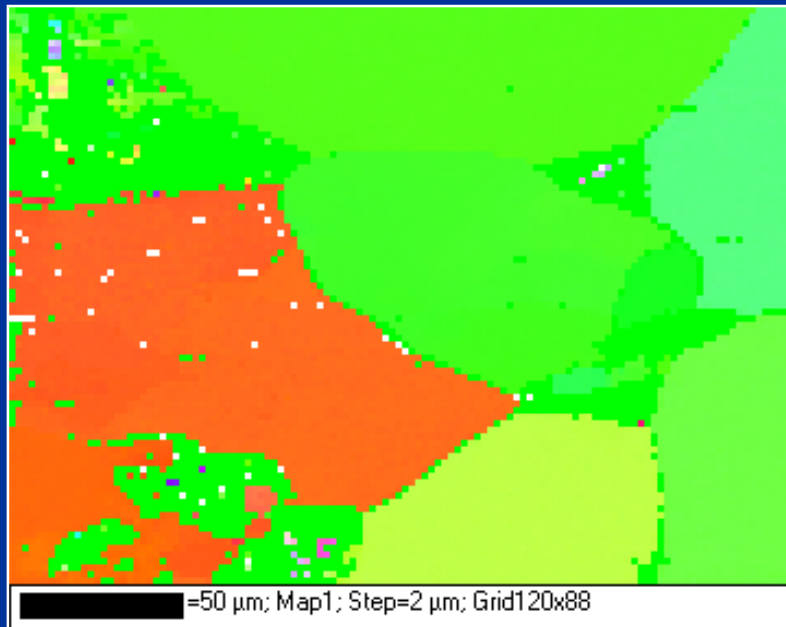
Dodatkowy detektor elektronów rozproszonych do przodu (forward scattered electrons) do obrazowania miejsc na próbce, z których rejestrowane są dyfrakcje

Mapa zmian orientacji

All Euler Map



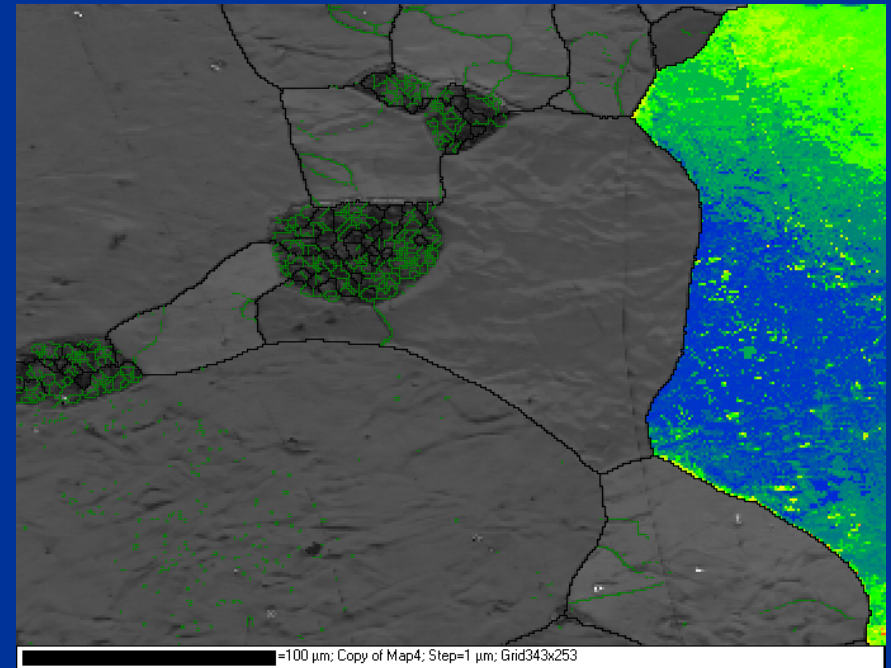
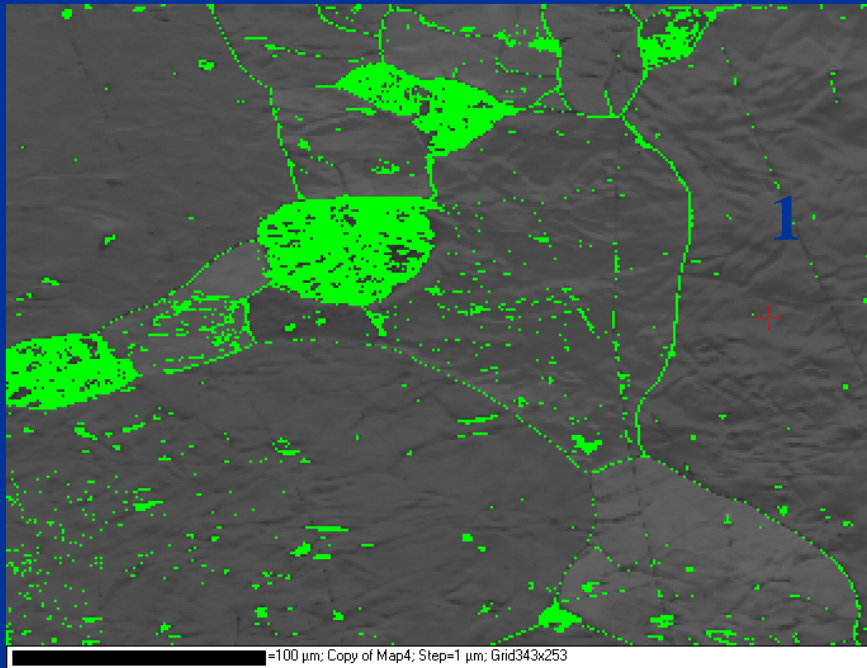
Fe0.05wt%C 725°C 554h



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*)

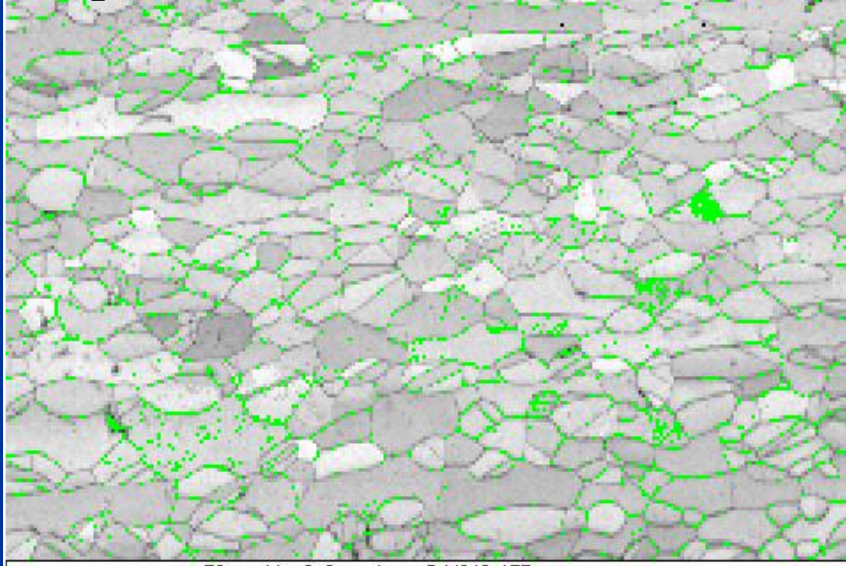
Mapa TC (*Texture Component Map*)

Idealna orientacja ziarna 1:

$$\varphi_1=130.6^\circ, \Phi=40.1^\circ, \varphi_2=67.0^\circ,$$

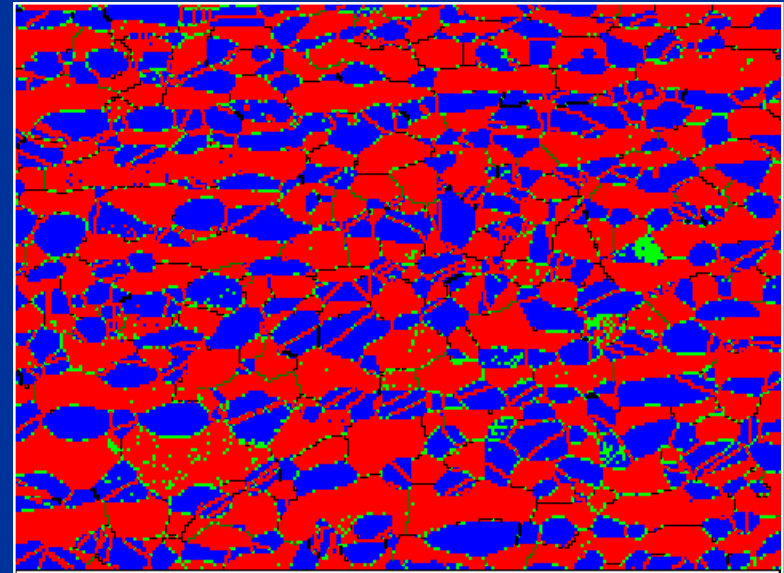
odchylenie od idealnej orientacji 1°

Mapa BC (*Band Contrast*) +Noise



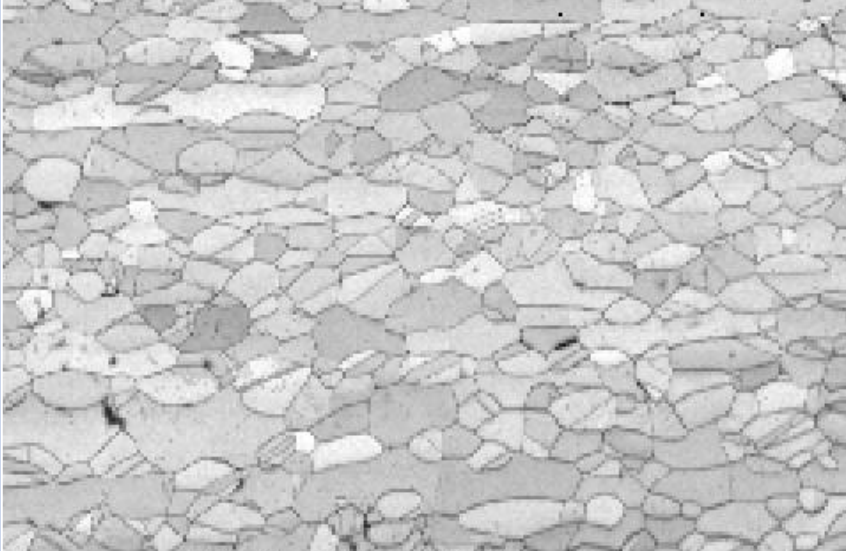
=50 μm ; Map2; Step=1 μm ; Grid240x177

STAL DUPLEX



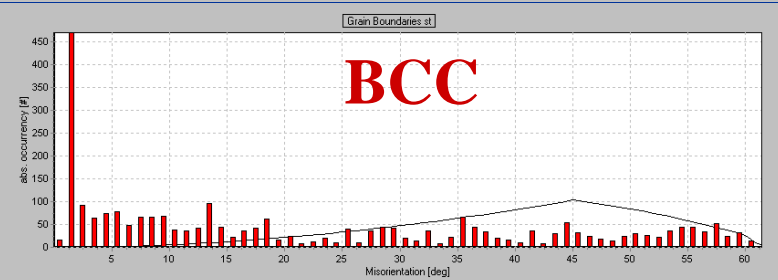
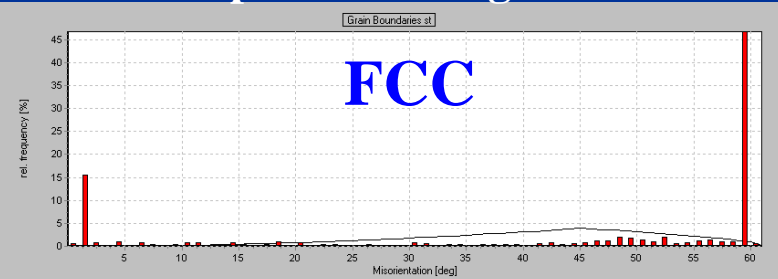
=50 μm ; Map1; Step=1 μm ; Grid240x177

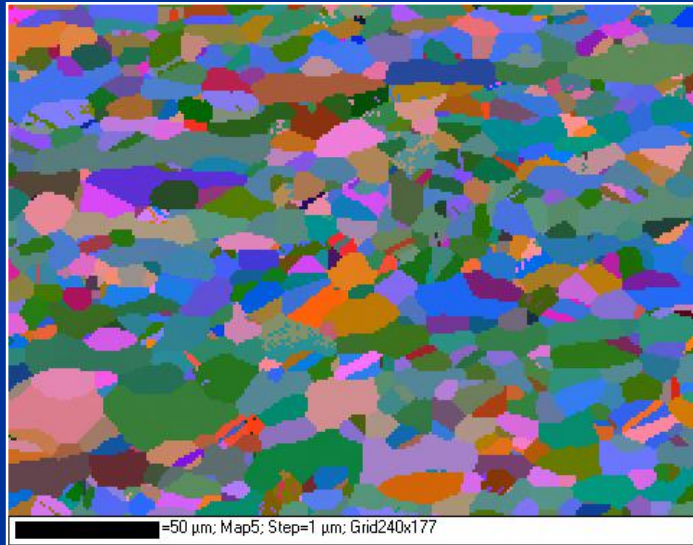
Mapa BC (*Band Contrast*)



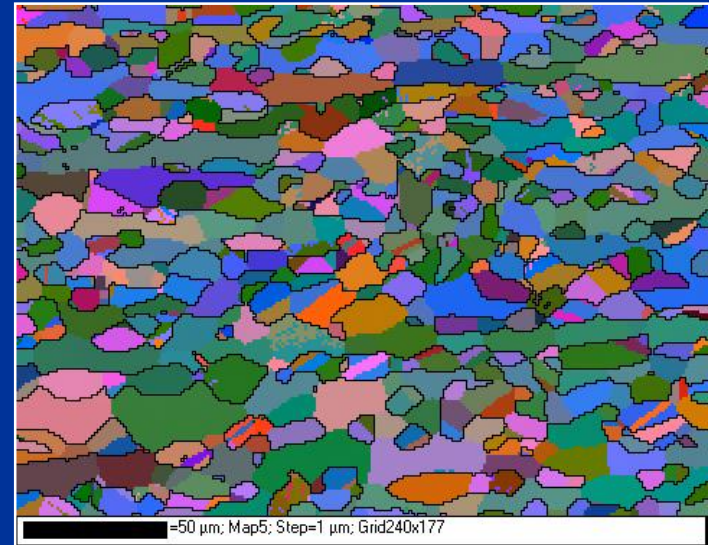
=50 μm ; Map3; Step=1 μm ; Grid240x177

Mapa fazowa + granice

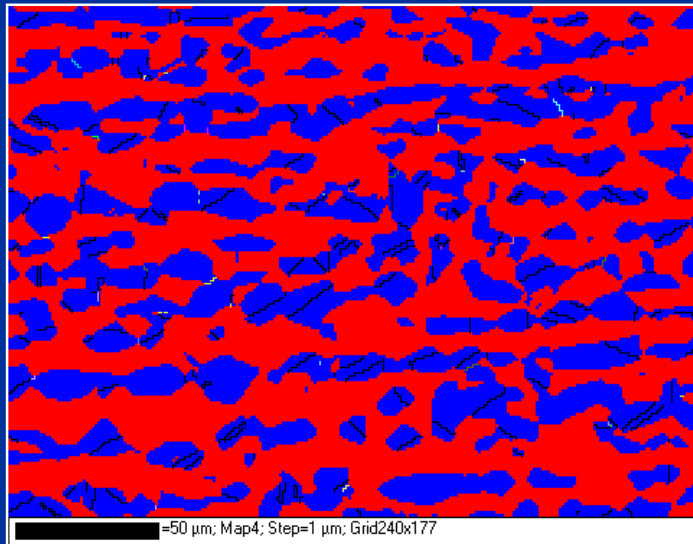




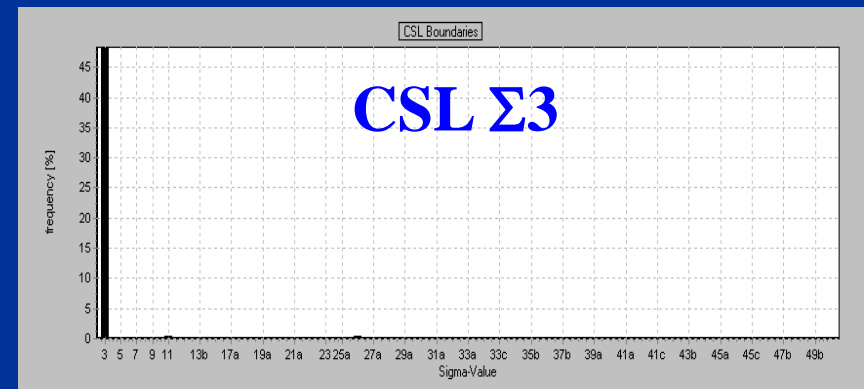
Mapa orientacji



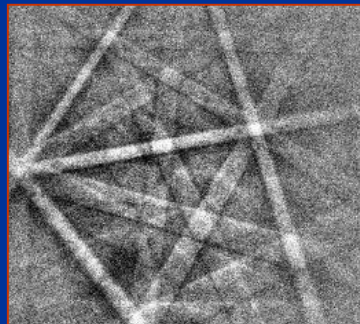
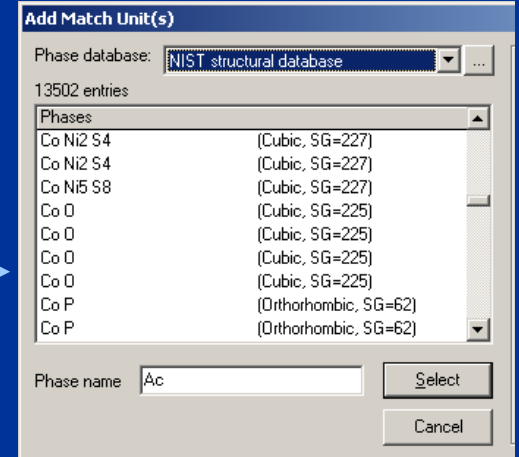
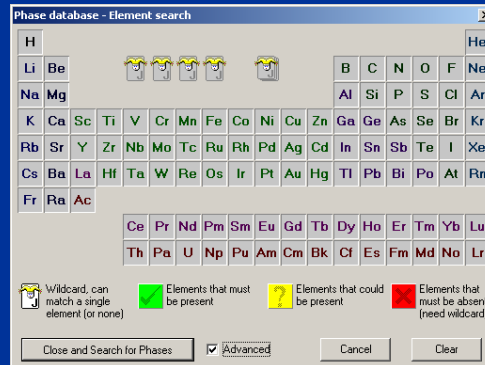
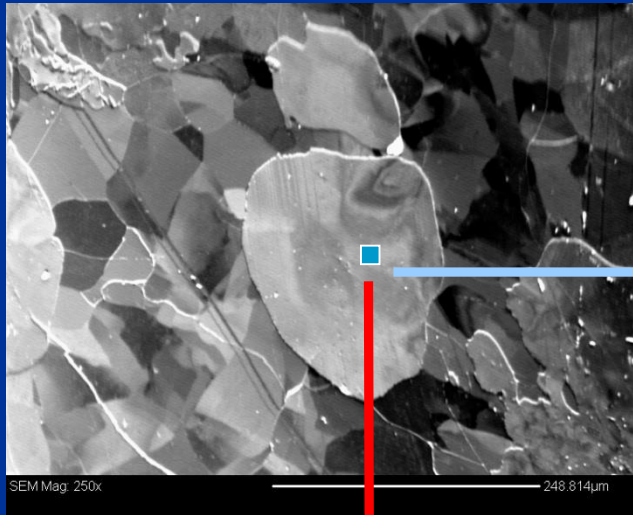
Mapa orientacji + granice fazowe



Mapa fazowa



EBSD/OIM – technika wymagająca wzorców

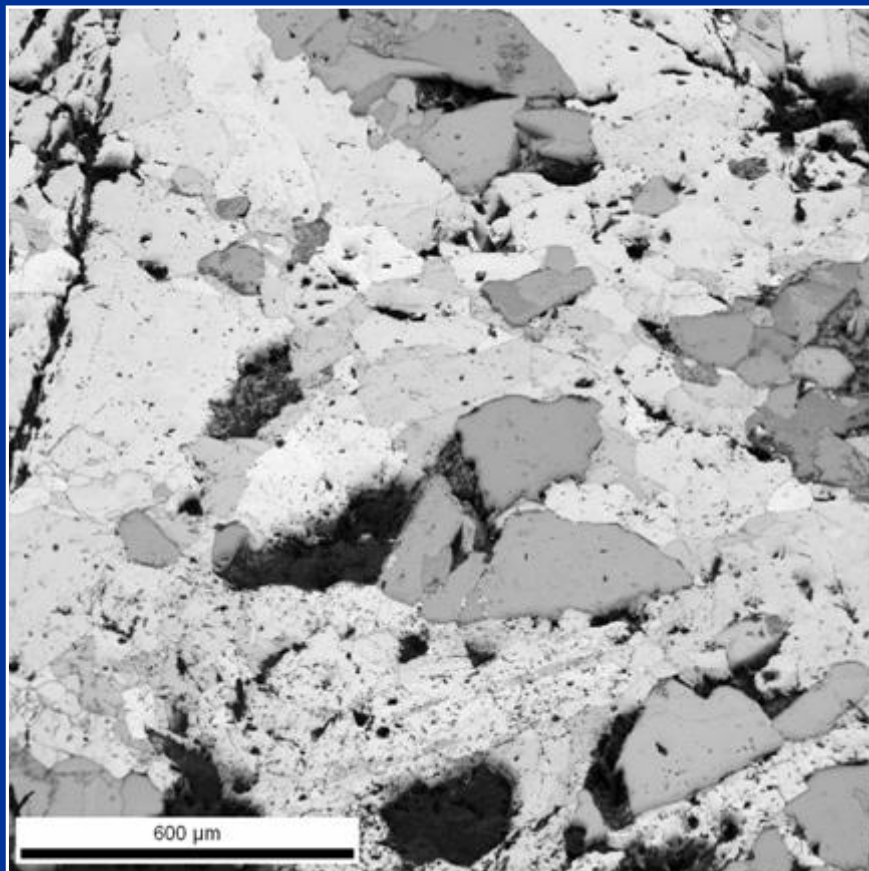


Miller indices shown: 1-2-1, 0-2-1, 0-3-1, 1-10, 1-20, 1-30, 0-10, 0-31

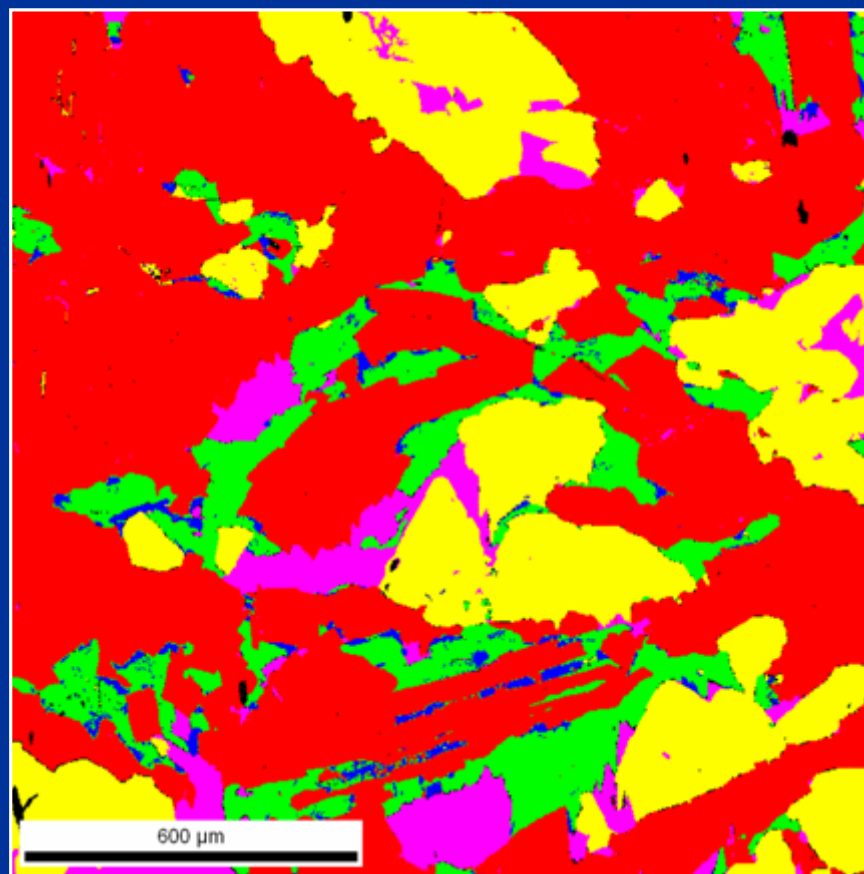
Solutions:		
Phase	MAD	Bands
Aluminium	0.0521	6
AlAs2 Cs3	1.9693	6
AlAs2 Cs3	1.9697	6
AlAs2 Cs3	1.9829	6

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

Mapa BC (*Band Contrast*)

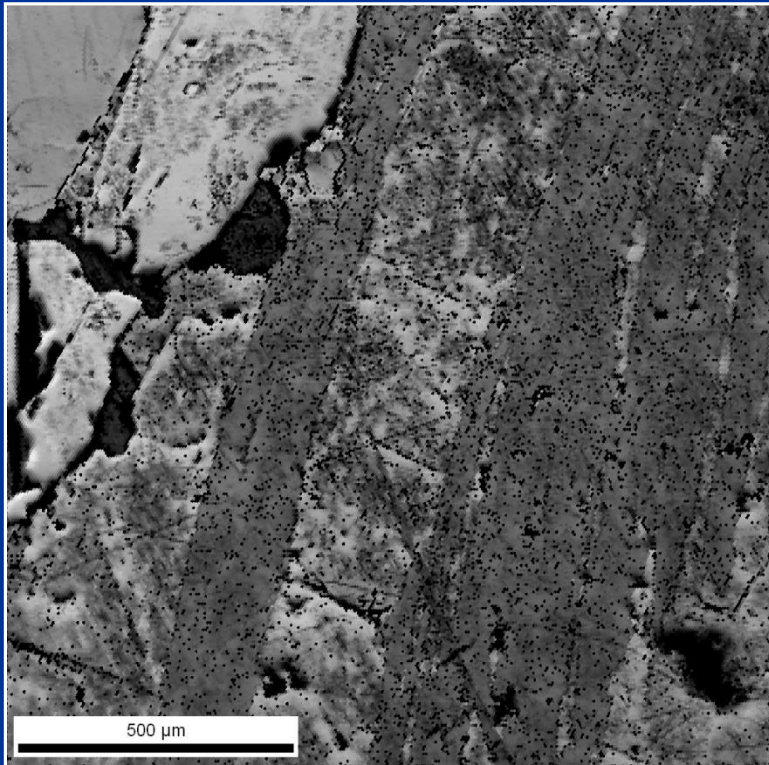


Mapa fazowa

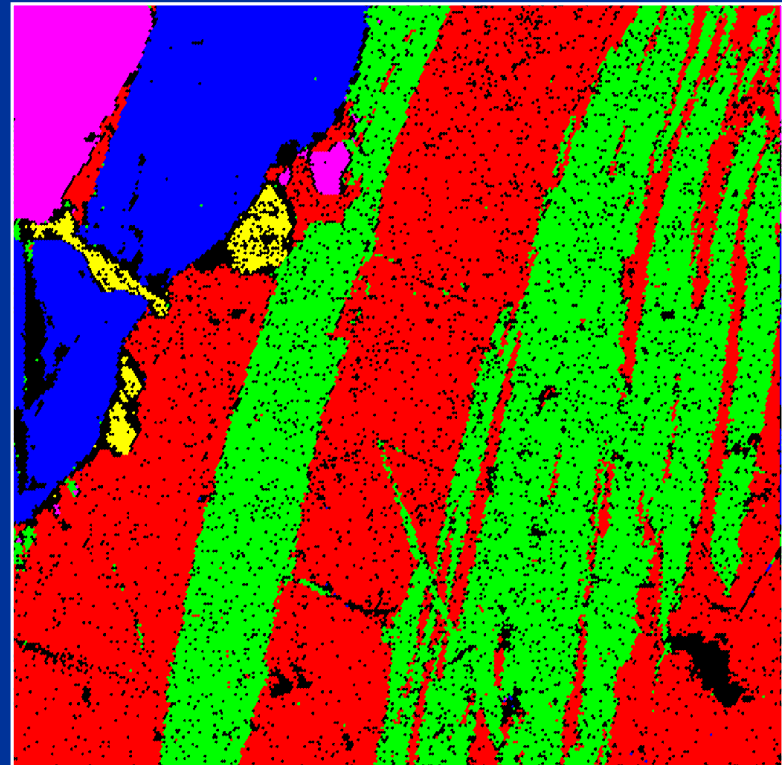


	Fe ₃ O ₄
	FeTiO ₃
	Al ₂ O ₃
	TiO ₂
	Magnesium Iron Aluminum Silicate Hydroxide

Mapa BC (*Band Contrast*)

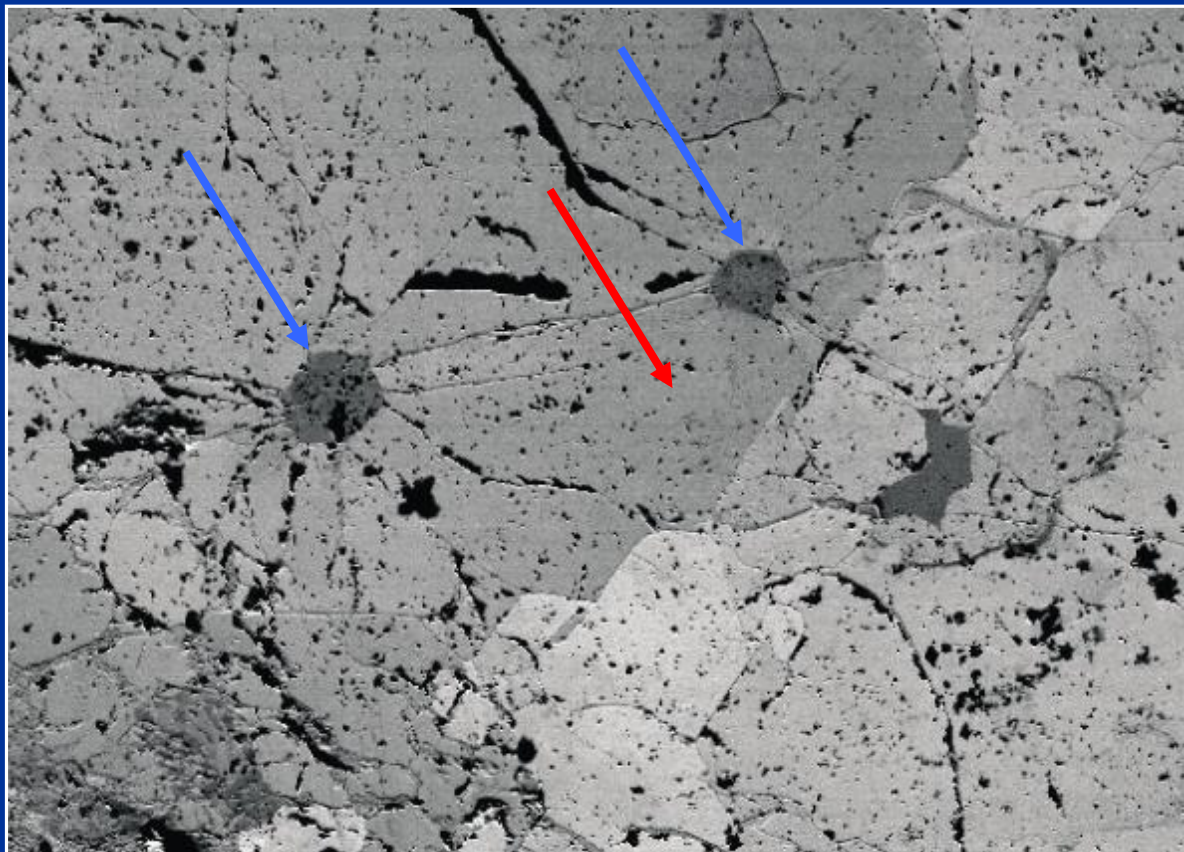


Mapa fazowa



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

Forescatter 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).

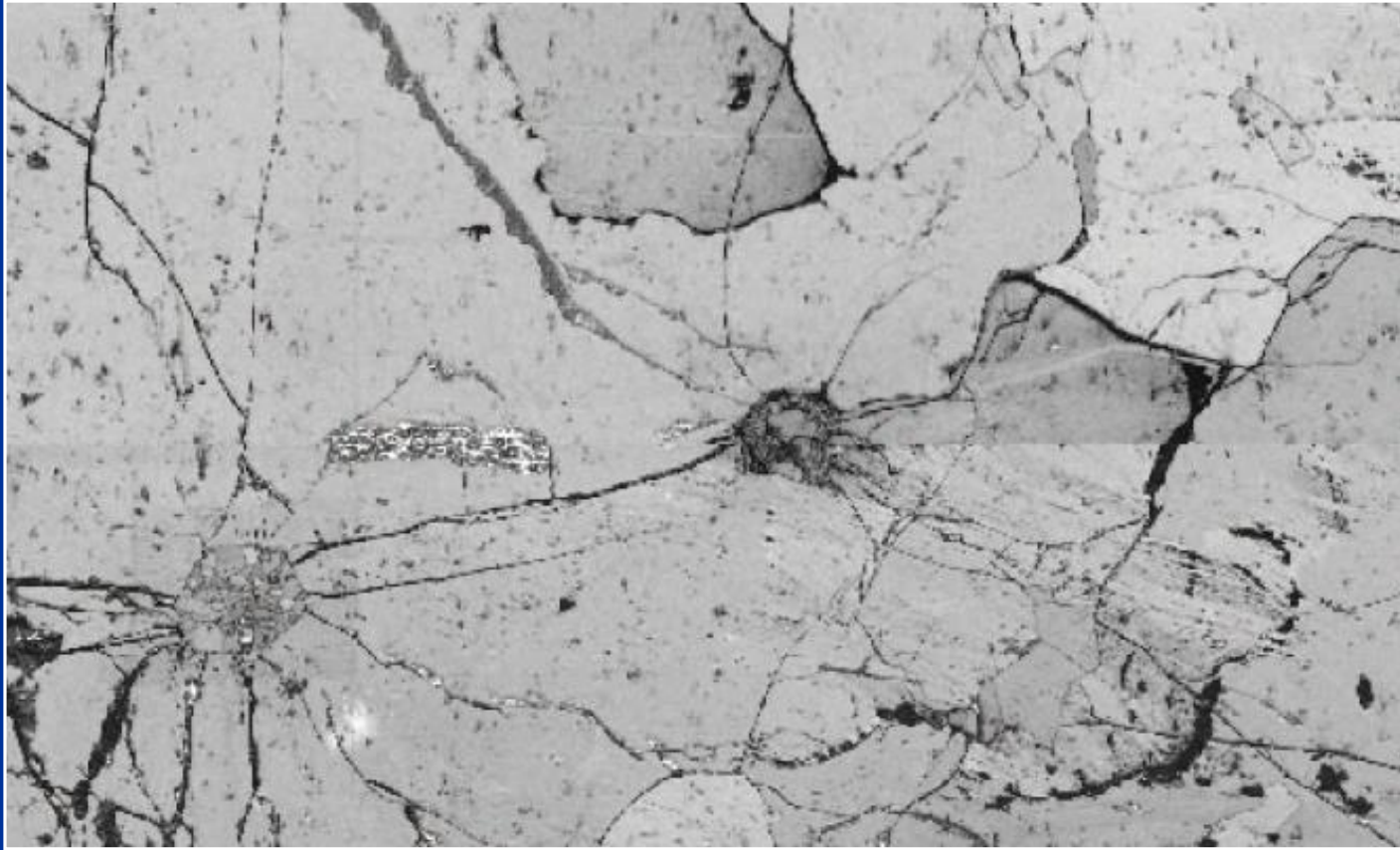
Grey scale variations in the surrounding garnet represent differences in crystal orientations („channelling contrast”)

Koezyt – odmiana wysokociśnieniowa (20-80 kbar) SiO_2 o strukturze jednoskośnej C2/c

Kwarc – odmiana niskociśnieniowa SiO_2 o strukturze trygonalnej P3_22

Granat - $(\text{Mg,Fe})_3\text{Al}_2[\text{SiO}_4]_3$

EBSD quality map

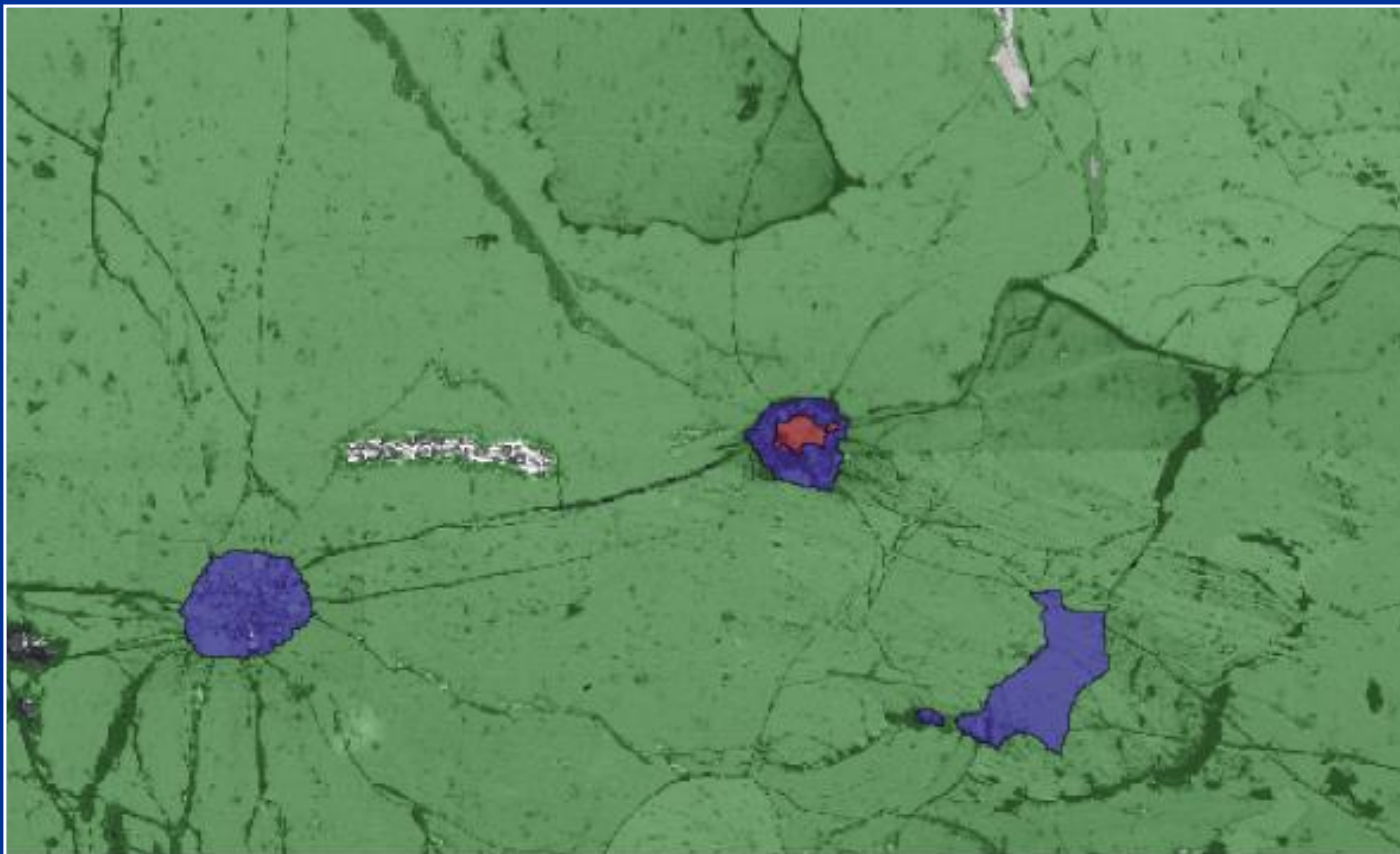


General microstructure of the analyzed area

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

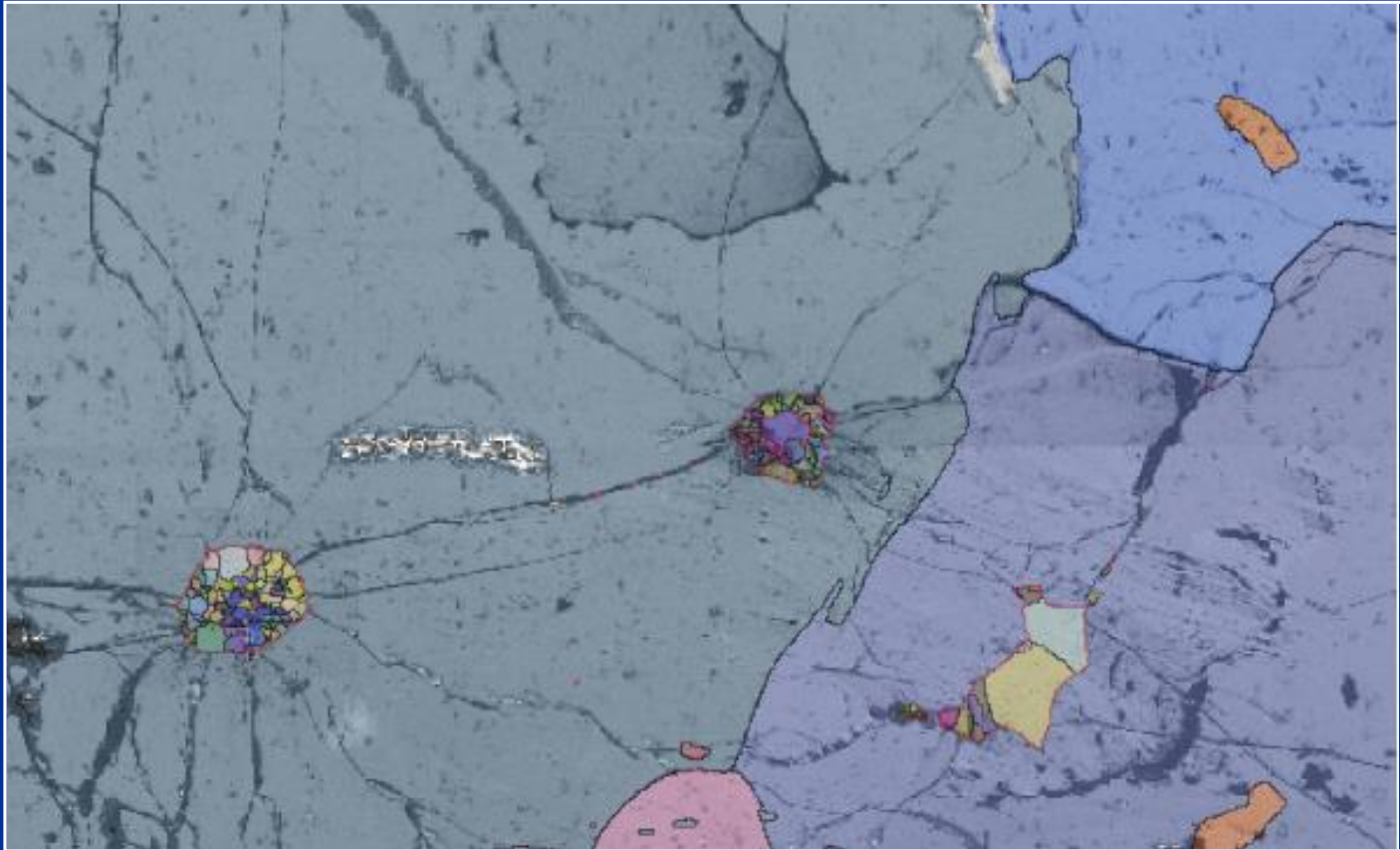
Garnet is marked in green, quartz in blue and coesite in red.

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

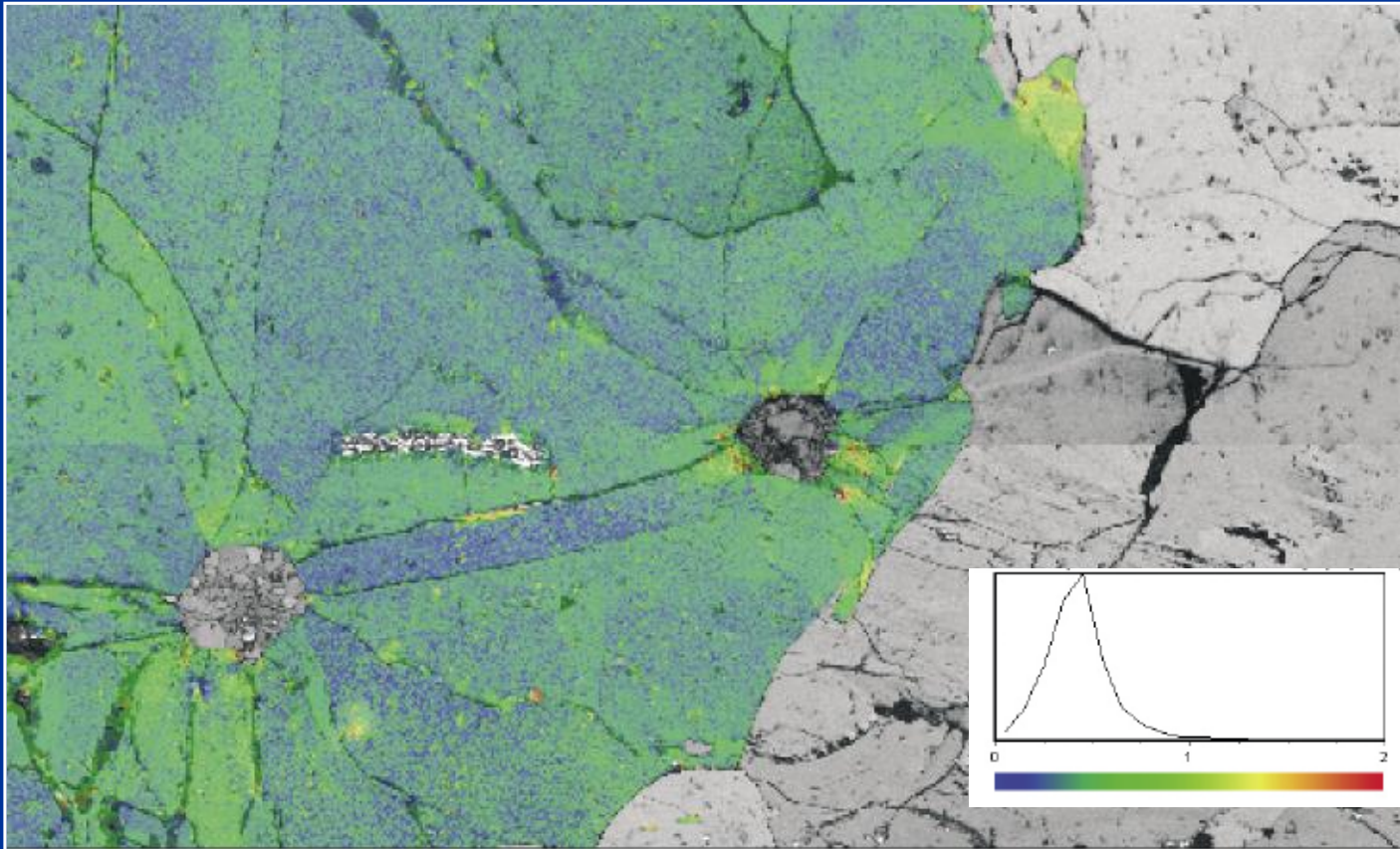
Colors corresponding to the Euler angles.

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°)

Technika EBSD jest ograniczona przez przestrzenną zdolność rozdzielczą wynikającą z oddziaływania: wiązka elektronów – próbka.

Najlepszą przestrzenną zdolność rozdzielczą uzyskujemy dla materiałów o średniej liczbie atomowej; jest ona rzędu 30 nm!!!