



中华人民共和国国家标准

GB/T 6611—2008
代替 GB/T 6611—1986, GB/T 8755—1988

钛及钛合金术语和金相图谱

Terminology and metallographs for titanium and titanium alloys

2008-06-09 发布

2008-12-01 实施

中华人民共和国国家质量监督检验检疫总局
中国国家标准化管理委员会 发布

前 言

本标准修订时参照了 SAE AS 1814—2003。

本标准代替 GB/T 6611—1986《钛及钛合金术语》和 GB/T 8755—1988《钛及钛合金术语金相图谱》。

本标准与 GB/T 6611—1986 和 GB/T 8755—1988 相比,主要有以下变动:

- 增加了无序 α 、双套组织、双态组织、孪晶、纤维状 α 、时效 β 、中间相、网篮组织、蠕虫 α 、高密度夹杂等 10 条组织术语;
- 对原标准中部分术语的描述进行了完善;
- 增加了部分术语图片;
- 更换了部分原标准中清晰度较差的图片。

本标准由中国有色金属工业协会提出。

本标准由全国有色金属标准化技术委员会负责归口。

本标准由宝钛集团有限公司、宝鸡钛业股份有限公司、中国有色金属工业标准计量质量研究所负责起草。

本标准主要起草人:黄永光、王永梅、徐祝萍、王伟琪、李渭清、张江峰、周光爵、王改焕。

本标准所代替的历次版本发布情况为:

- GB/T 6611—1986;GB/T 8755—1988。

钛及钛合金术语和金相图谱

1 范围

本标准规定了钛及钛合金术语,并提供了部分术语金相照片。
本标准适用于钛及钛合金。
本标准不适用于钛及钛合金产品的验收。

2 一般术语

2.1

合金 alloy
由基体金属元素和添加元素及杂质所组成的金属物质。

2.2

基体金属元素 basic metallic element
合金中含量占支配地位的金属元素。

2.3

合金元素 alloying element
为了获得具有特定性能的合金,加入或保留在基体金属中的金属或非金属元素。

2.4

杂质 impurity
金属中存在的,并非有意加入或保留的金属或非金属元素。

2.5

变形合金 wrought alloy
主要用于塑性变形制造加工产品的合金。

2.6

铸造合金 casting alloy
主要用生产铸件的合金。

2.7

中间合金 master alloy
只作为加入料用以调节成分或控制杂质的合金。

2.8

可热处理合金 heat-treatable alloy
可用适当的热处理方法强化的合金。

2.9

不可热处理合金 non-heat-treatable alloy
不能用热处理方法明显强化的合金。

3 钛及钛合金

3.1

海绵钛 titanium sponge
用镁或钠还原四氯化钛获得的非致密金属钛。

3.2

碘法钛 iodide-process titanium

用碘作载体从海绵钛提纯得到的纯度较高的致密金属钛。钛含量(质量分数)可达 99.9%。

3.3

工业纯钛 commercial titanium

以钛为基体,并含有少量铁、碳、氧、氮与氢等杂质的致密金属。钛含量(质量分数)可达 99%。

3.4

钛合金 titanium alloy

以钛为基体金属含有其他合金元素及杂质的合金。

3.5

α 钛合金 α titanium alloy

含有 α 稳定元素,在室温稳定状态基本为 α 相的钛合金。

3.6

近 α 钛合金 near α titanium alloy

以 α 相为基体,仅含有少量 β 相的钛合金。在室温稳定状态 β 相含量(质量分数)一般小于 10%的钛合金。

3.7

α - β 钛合金 α - β titanium alloy

在室温稳定状态由 α 及 β 相所组成的钛合金。 β 相含量(质量分数)一般为 10%~50%。如 TC4、TC11 等。

3.8

β 钛合金 β titanium alloy

含有足够多的 β 稳定元素,在适当冷却速度下能使其室温组织绝大部分为 β 相的钛合金。如 TB5、TB6 等。

4 热处理

4.1

消除应力退火 stress relieving

使产品残余应力减少又不引起组织再结晶的热处理。

4.2

退火 annealing

通过消除加工引起的应变硬化、再结晶或析出物聚集,使金属软化的热处理。

4.3

再结晶退火 recrystallization annealing

加热到再结晶温度以上的退火,依靠再结晶消除加工硬化或调节组织。

4.4

β 退火 β annealing

合金在 β 转变点以上适当温度进行的退火。

4.5

等温退火 isothermal annealing

为了稳定合金组织的一种热处理。在 β 转变点以下某一温度加热,随炉冷或转炉冷到规定的温度,并在该温度下保温一定时间,然后空冷到室温。

4.6

双重退火 duplex annealing

分两阶段加热,每次都进行空冷的热处理,第一阶段空冷时使亚稳定相保留下来,而第二阶段保温时亚稳定相发生分解。

4.7

固溶热处理 solution heat treating

将合金加热到适当温度,并在这一温度保持足够时间使可溶组分完全溶入固溶体,在淬火以后能保持一种不稳定状态的热处理。

4.8

淬火 quenching

将加热的合金与冷却介质接触,从一定温度以足够快的速度冷却,使可溶组分部分或全部保留在固溶体中的过程。

4.9

时效 aging

经固溶处理后在适当温度保持足够时间,使其从不稳定固溶体中析出第二相而引起强化的热处理。

5 显微组织

5.1

 α 稳定元素 α stabilizer

优先溶解于 α 相并升高 β 转变温度的合金元素。铝是最通用的 α 稳定元素。间隙元素如氧和氮等也是有效的 α 稳定元素。

5.2

 β 同晶稳定元素 β isomorphous stabilizer

优先溶解于 β 相,降低 β 转变温度而不产生共析反应,并与 β 钛形成连续固溶体的合金元素。一般应用的 β 同晶型元素有钒和钼。

5.3

 β 共析稳定元素 β eutectoid stabilizer

优先溶解于 β 相,降低 β 转变温度并引起共析反应的合金元素。对有些合金这一反应进行得很慢。通用的 β 共析型合金元素有铁、铬和锰。

5.4

置换元素 substitutional element

原子尺寸及其他性质近似于钛,能置换或代替晶格上的钛原子,并在相图上形成明显固溶体区的合金元素。用于钛合金的元素主要包括铝、钒、钼、铬、铁、锡和锆等。

5.5

间隙元素 interstitial element

原子半径比较小,溶于钛后位于钛晶格的空隙位置的元素。通常指氧、氮、氢和碳。

5.6

 α 转变点 α transus

标志 α 和 α - β 相区之间的相界温度。

5.7

 β 转变点 β transus

平衡 α 相存在的最高温度。

5.8

Ms

冷却过程中 β 相开始转变为马氏体相的最高温度。

5.9

Mf

马氏体转变终止温度。

5.10

有序结构 ordered structure

溶质原子在溶剂晶格上呈有序的或周期性的排列。

5.11

无序 α orientation α

一种不均匀的 α 组织,由集束或以不同的角度存在的片状或蠕虫状 α 区域形成的,无显著的结晶学取向,如不同的区域显示不同的形貌比例和晶粒外形。

5.12

原始 β 晶粒 prior β grain

最近一次进入到 β 相区时形成的 β 晶粒。这些晶粒可能被以后在 β 转变点以下的加工所变形。 α - β 显微组织可以叠加在 β 晶粒边界上面,并使其变模糊。只有用特殊技术才能显示。见图1。

5.13

α - β 组织 α - β structure

在特定温度下,以 α 和 β 为主要相的组织。由 α 、转变 β 和残留 β 相组成。典型组织形貌见图2。

5.14

集束 colonies

在原始 β 晶粒内, α 片取向几乎相同的区域。在工业纯钛中集束常常具有锯齿形边界。集束是从 β 相区以引起 α 相成核长大的速度冷却下来形成的转变产物。典型组织形貌见图3。

5.15

转变 β transformed β

局部或连续的组织,从 β 转变点以上或 α - β 相区较高温度冷却过程中由马氏体或经形核和长大过程分解形成的产物。通常由片状的 α - β 组成。片状 α 可能被 β 相隔离,可能并存初生 α 相。典型组织形貌见图4。

5.16

魏氏组织 widmanstatten structure

从 β 转变点以上以不太快的速度冷却形成的一种原始 β 晶界完整, β 晶粒内为 α 小片或 α - β 小片组成的组织。一般都存在粗大集束,长而平直,并具有较大的纵横比。典型组织形貌见图5。

5.17

等轴组织 equiaxed structure

一种多角的或类似球形的显微组织,各个方向具有大致相等的尺寸。在 α - β 合金中主要是指横向组织中大部分 α 相呈球形。典型组织形貌见图6。

5.18

孪晶 twin

有一定结晶关系的一个晶体的两部分。孪晶的方向或者是“孪生平面”的母体方向的一个镜像,或按一部分孪晶“孪生轴”旋转得到的方向。典型组织形貌见图7。

5.19

双套组织 two-suit structure

在组织结构上明显表现为两种大小不同尺寸的等轴 α 。典型组织形貌见图8。

5.20

双态组织 bimodal structure

一种既存在等轴初生 α ,又存在片状 α 的显微组织。对于 α 或 α - β 合金,当在 α - β 区上部温度以一定速度冷却,或在两相区上部温度进行变形,可形成这种显微组织。典型组织形貌见图9。

5.21

基体 matrix

在两相或更多相的显微组织中,连续的或占优势的相形成的组分。典型组织形貌见图10、图11。

5.22

 α 相 α phase

钛的一种同素异晶体,具有密排六方晶体结构,出现在 β 转变点以下。典型组织形貌见图12和图13。

5.23

针状 α acicular α

从 β 相冷却时成核长大或马氏体分解形成的 α 相。其典型的长宽比为10:1。在显微照片上,针状 α 多半呈现针状形貌,而在三维空间则可呈现针状、凸透镜状或扁平状形貌。典型组织形貌见图14。

5.24

球状 α globular α

球形的等轴 α ,见5.17“等轴组织”。典型组织形貌见图15。

5.25

片状 α 组织 platelet α structure

与针状 α 相比,长宽比较小的 α 组织。这种显微组织是 α 或 α - β 合金从具有较高 β 相的温度区间加工并以中等速度冷却形成的。典型组织形貌见图16。

5.26

片状 α platelet α

呈片状排列的 α 相,在魏氏组织中经常以集束或畴的形式出现。 α 片间也可能有 β 相。典型组织形貌见图16。

5.27

初生 α primary α

从最后的 α - β 相区上部加热保留下来的 α 相。典型组织形貌见图17。

5.28

次生 α secondary α

在 α - β 相区加热,冷却过程中 β 相分解产生的 α 相。典型组织形貌见图18。

5.29

拉长的 α elongated α

在单向加工时形成的条状 α ,一般长宽比大于3:1。典型组织形貌见图19。

5.30

晶界 α grain boundary α

存在于原始 β 晶界上的初生 α 或转变 α 相。可能是连续或不连续的,也可能伴有大块 α 。通常是从 β 相区缓冷到 α - β 相区而形成的。典型组织形貌见图20。

5.31

大块 α blocky α

比初生 α 显著粗大,并且更多角化的 α 相。是由单向加工引起的。可通过 β 再结晶或采用全 β 加工再进行 α + β 加工予以消除。它与周围正常组织相比显微硬度没有明显差别。典型组织形貌见

图 21。

5.32

纤维状 α stringy α

经无方向性的金属加工,拉长和扭曲的小板条 α ,但未破碎或再结晶。也称为“蠕虫 α ”。

5.33

马氏体 martensite

从 β 相以很快的速度冷却,以非扩散转变形成的 α 产物,含有过饱和的 β 稳定元素,亦称马氏体 α 。

典型组织形貌见图 22。

5.34

α' (六方马氏体) α prime(hexagonal martensite)

β 相以非扩散转变形成的过饱和非平衡六方晶格 α 相。常常与针状 α 难以区分。区分的特征是马氏体片截止在原始 β 晶界而针状 α 常在这些晶粒边界成核。长宽比为 10 : 1 或更大。

5.35

α'' (斜方马氏体) α -double prime(orthorhombic martensite)

在一些合金中由 β 相以非扩散转变形成的过饱和非平衡斜方相。也可能由加工应变引起,可以用适当的中间退火来消除。

5.36

α_2 组织 α_2 structure

由有序 α 相如 $Ti_3(Al,Sn)$ 等组成的组织,可采用 X 射线衍射或电子衍射测定。出现在 α 稳定元素含量高的合金中。

5.37

β 相 β phase

钛的一种同素异晶体,具有体心立方晶体结构。出现在 α 转变点以上。

5.38

晶间 β intergranular β

位于 α 晶粒间的 β 相,在 β 稳定元素低的合金中,在等轴 α 组织的情况下产生,常以小岛状存在。典型组织形貌见图 23。

5.39

亚稳定 β metastable β

一种非平衡的 β 相,在随后的处理及使用中由于热或应变能的激发可部分的或全部地转变成马氏体、 α 或共析分解产物。典型组织形貌见图 24。

5.40

时效 β aged β

时效时形成的特别细小的 α 沉淀在 β 基体上。

5.41

中间相 intermediate phase

一种可区别的同类相,其成分与相邻相互不扩散,如 TiH 和 TiO 。

5.42

γ 结构 γ structure

一种有序的钛铝化合物,其化学计量比为 $TiAl$,是面心立方晶体结构。

5.43

ω 相 ω phase

通过成核长大形成的一种非平衡亚显微相,一般认为它是从 β 相析出 α 相时的过渡相,淬火或等温

形成的,出现在亚稳定 β 合金及富 β 含量的 α - β 合金中,并严重引起脆性。淬火 ω 形成时成分不发生变化。等温 ω 通常是在 $200^{\circ}\text{C}\sim 500^{\circ}\text{C}$ 时效时保留的 β 相形成的。典型组织形貌见图 25。

5.44

氢化物相 hydride phase

当钛中氢含量超过其溶解度时形成的 TiH_x 相,一般是由于处在特殊环境下造成的。典型组织形貌见图 26。

5.45

 β 斑 β fleck

在 α - β 显微组织中转变的贫 α 和/或富 β 相区。这一富 β 相区具有比周围区域较低的 β 转变点。 β 斑中 α 相的含量较少,它的初生 α 形貌可能与周围组织中的初生 α 形貌不同。典型组织形貌见图 27。

5.46

金属间化合物 intermetallic compound

通常在合金系中以一定的原子比出现、固溶范围很窄的相,一般是脆性。如 $(\text{TiZr})_5\text{Si}_3$ 等。典型组织形貌见图 28。

5.47

 α 层 α case

富集氧、氮及碳的 α 稳定表面层,通常是在高温下暴露于空气中形成的。 α 层通常硬而脆,认为是有害的。典型组织形貌见图 29。

5.48

高间隙缺陷(HID) high interstitial defect(HID)

由局部很高的氧、氮及碳等间隙元素富集而引起的 α 稳定区,其硬度显著高于附近的区域。这些间隙元素提高 β 转变点,并产生高的硬度,通常使 α 相变脆。此种缺陷通常称为 I 型缺陷或低密度缺陷(LDI),这些缺陷通常与孔洞和裂纹有关。典型组织形貌见图 30。

5.49

高铝缺陷(HAD) high aluminium defect(HAD)

铝含量异常高的 α 稳定区,含有大量的初生 α 相,其显微硬度稍高于附近的区域。也称为 II 型缺陷。当这种 α 被拉长时则称做“带状 α ”。典型组织形貌见图 31。

5.50

贫 β 区 β -lean region

在 α - β 显微组织中 β 稳定元素异常低的区域,含有大量的初生 α 相,其显微硬度与附近区域无明显差别。典型组织形貌见图 32。

5.51

网篮组织 basketweave

β 区加热经较大的 β 区变形、在 $\alpha+\beta$ 区终止变形后得到的组织,变形量达 50%或更大,原始 β 晶界得到基本破碎, α 片或 $\alpha+\beta$ 小片短而歪扭,并具有较小的纵横比,且各 α 集束交错排列。典型组织形貌见图 33。

5.52

蠕虫 α wormy α

见 5.32 纤维状 α 。

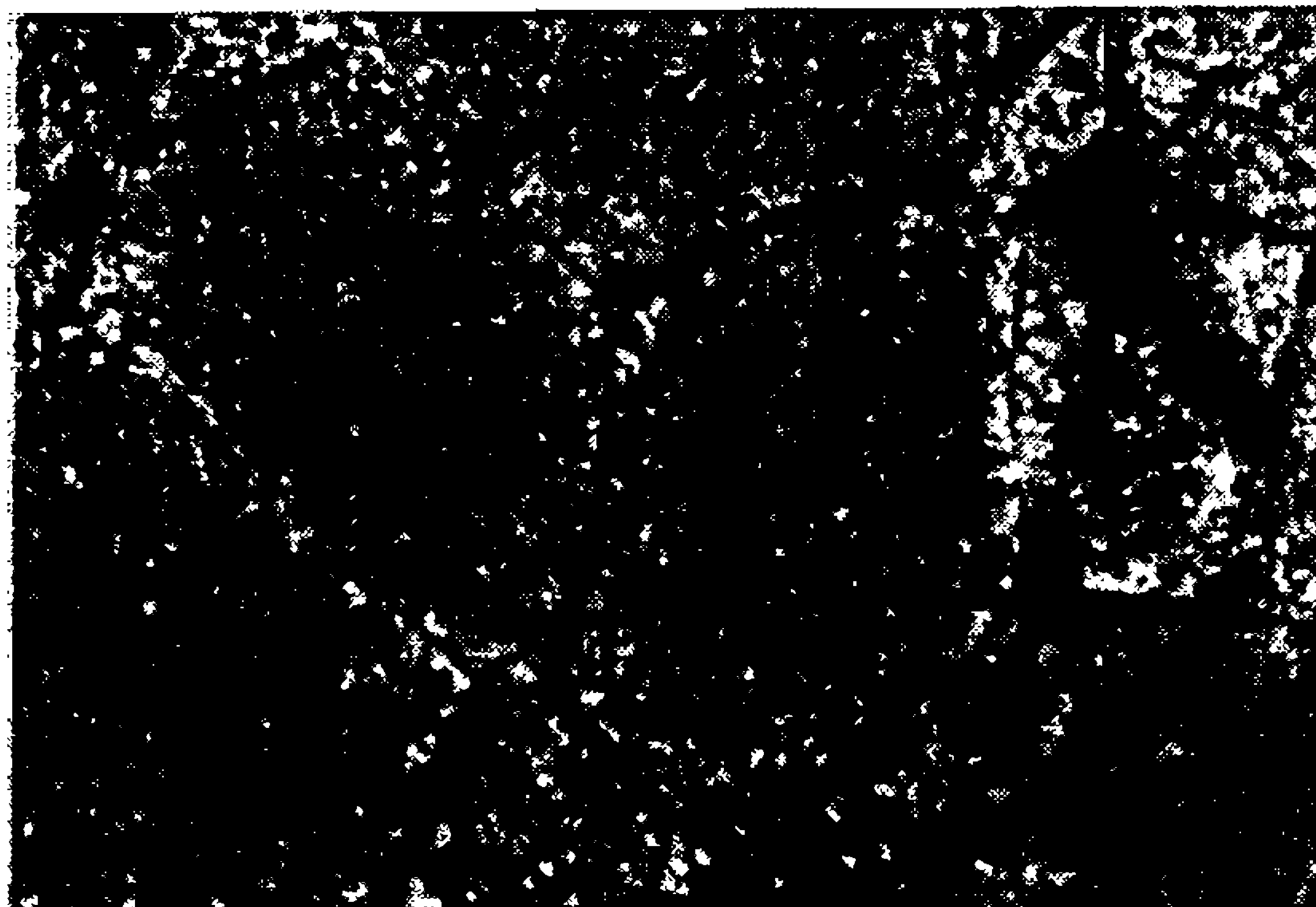
5.53

高密度夹杂 high density inclusion(HDI)

比基体密度高的夹杂物,通常指钨或铌元素集中的区域。通过 X 射线很容易发现,而且比基体亮度高。典型组织形貌见图 34。



(a) 原始 β 晶粒 TC4



(b) 有弥散析出的 β 晶粒 TB2

图 1 原始 β 晶粒 100 \times



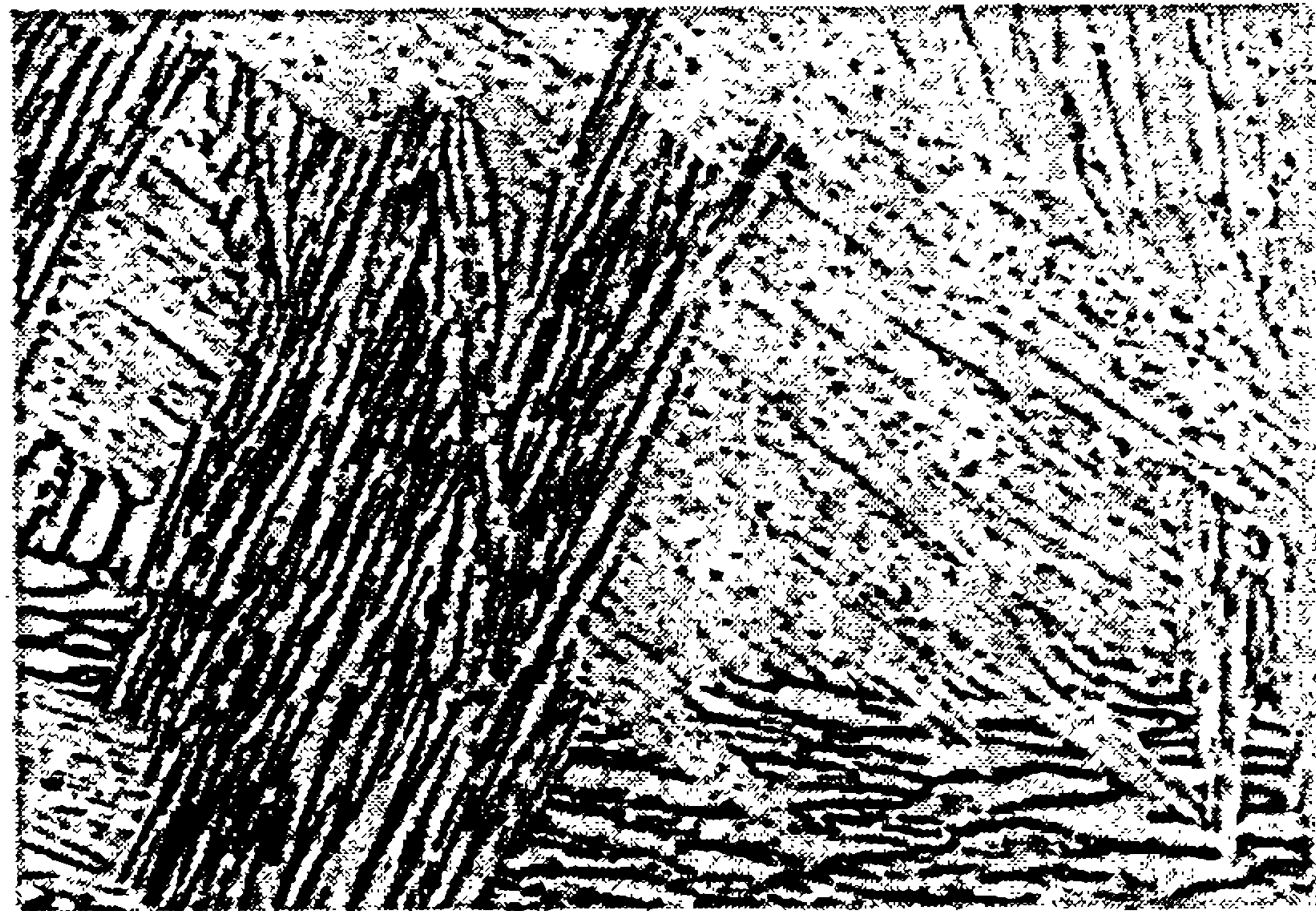
500 \times

(a)



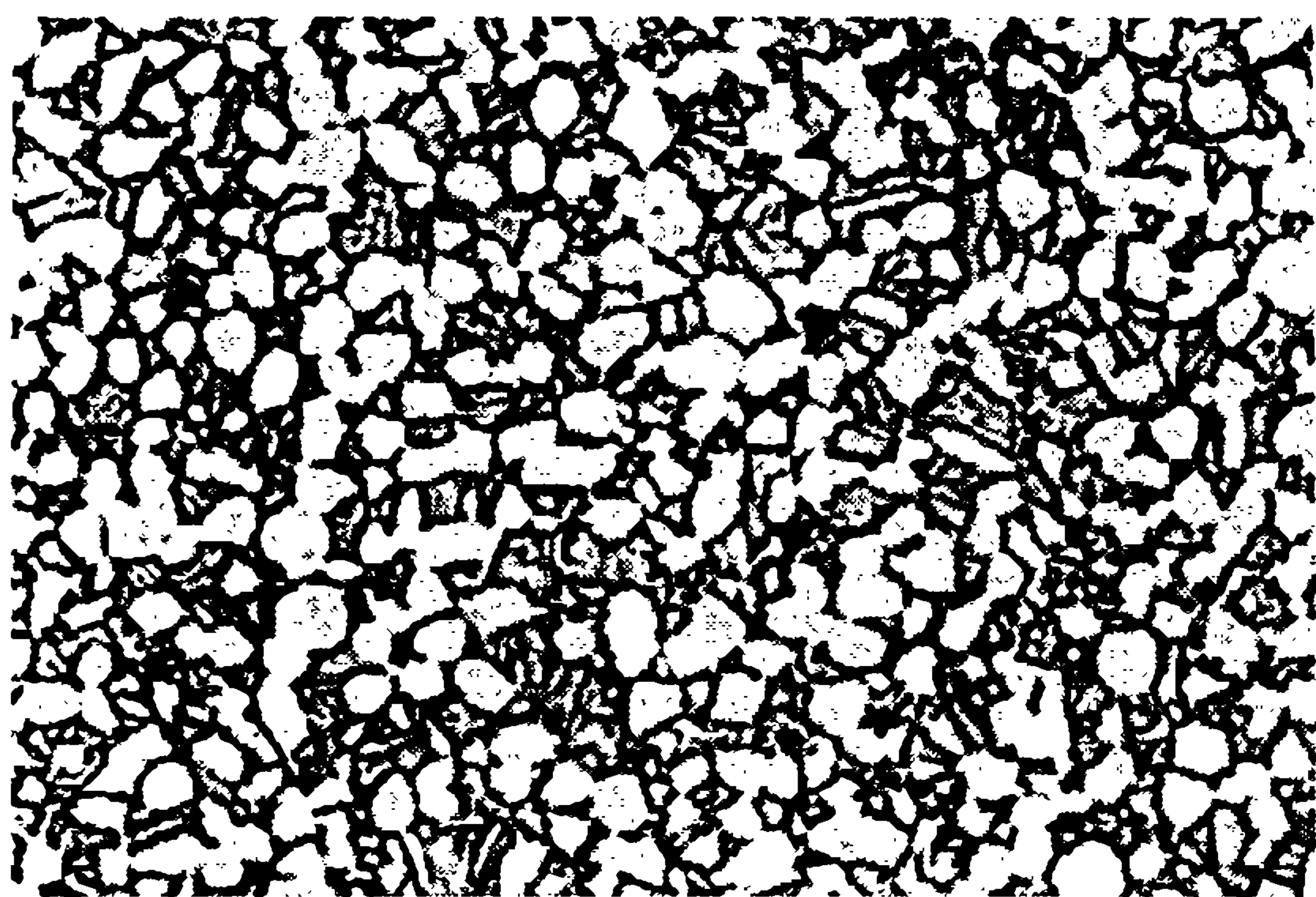
(b)

图 2 α - β 组织 TC4



250 \times

图 3 集束 TC4



500 ×

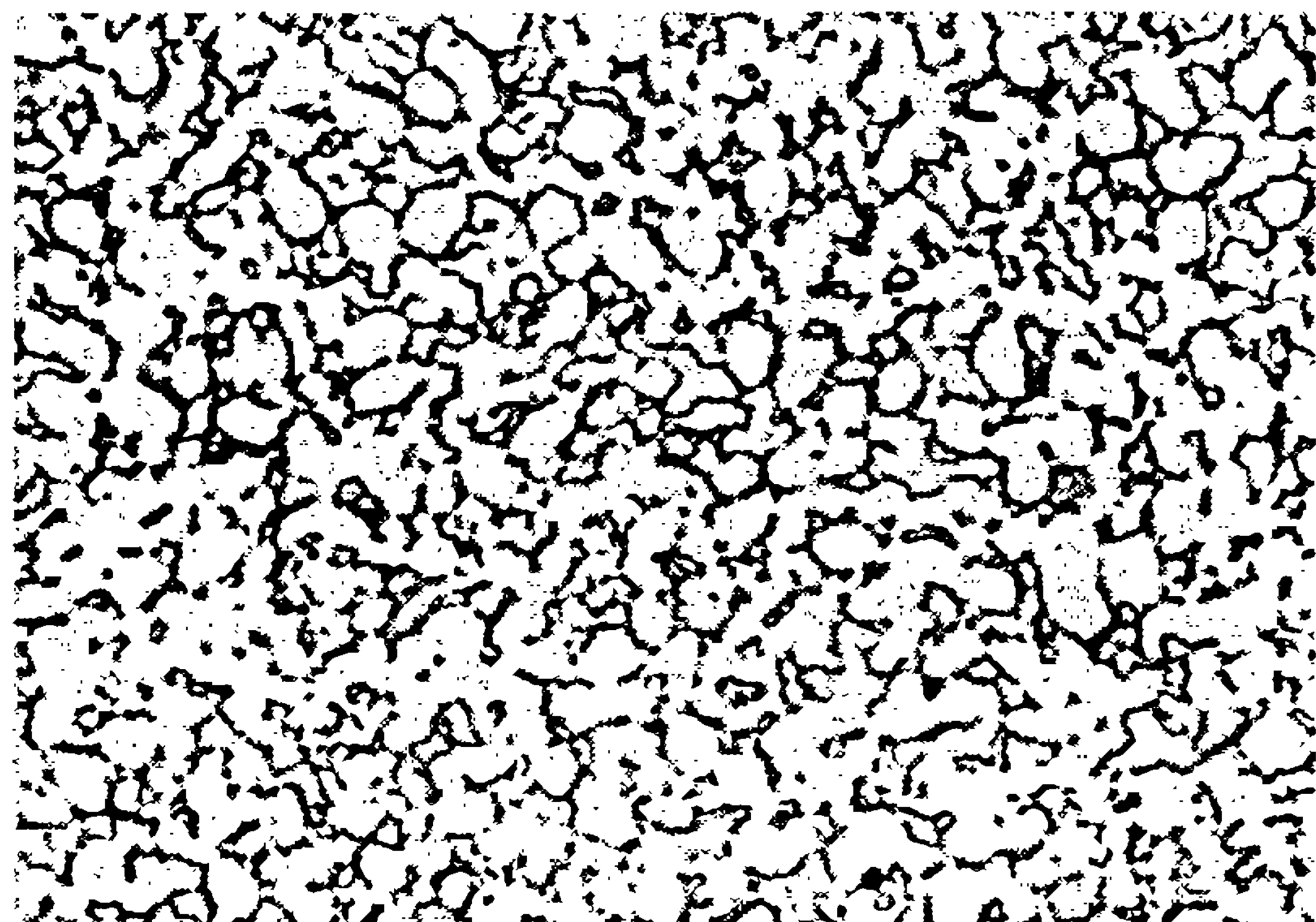


图 4 转变 β TC4



100 ×

图 5 魏氏组织 TC4



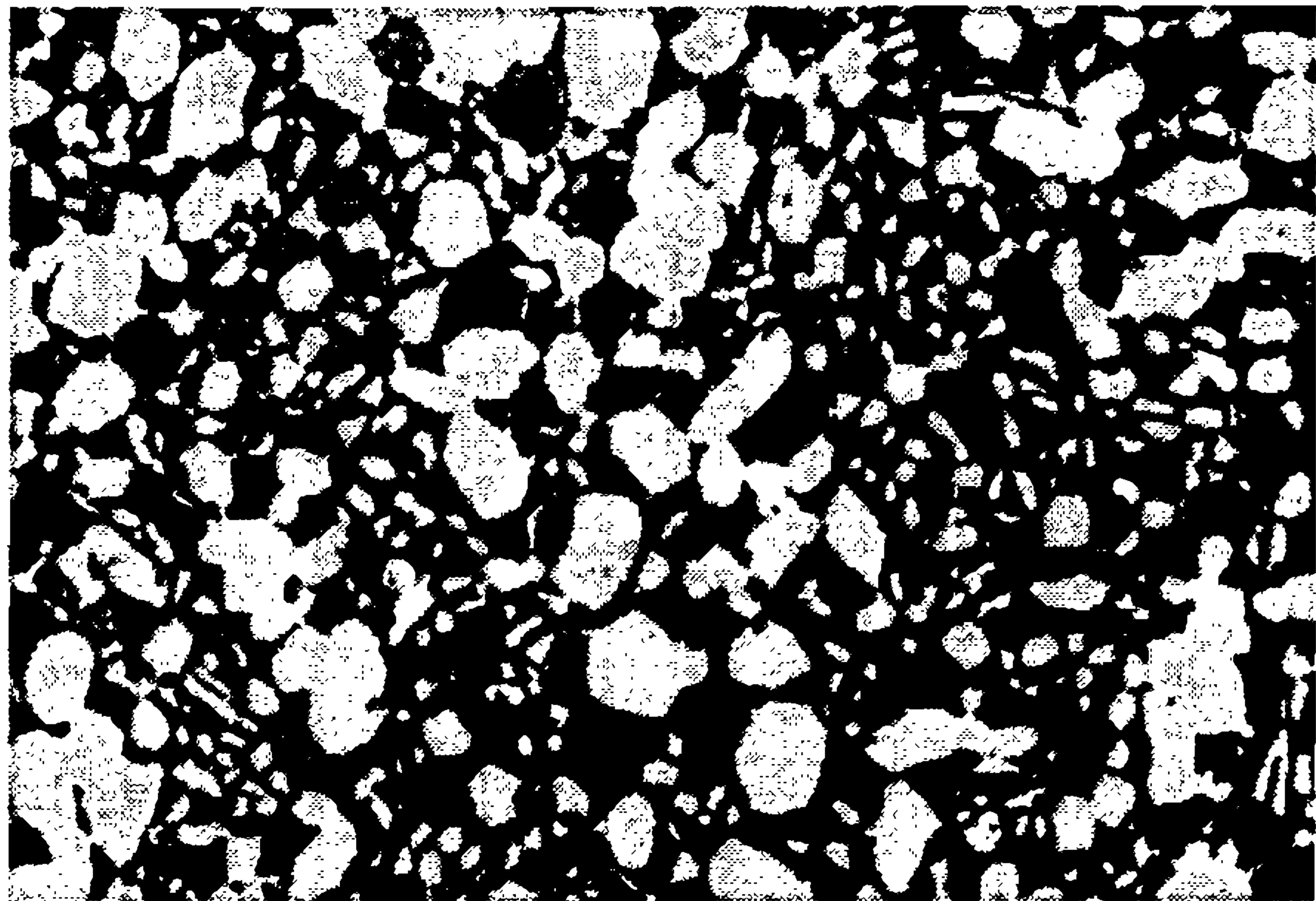
500 ×

图 6 等轴组织 TC4



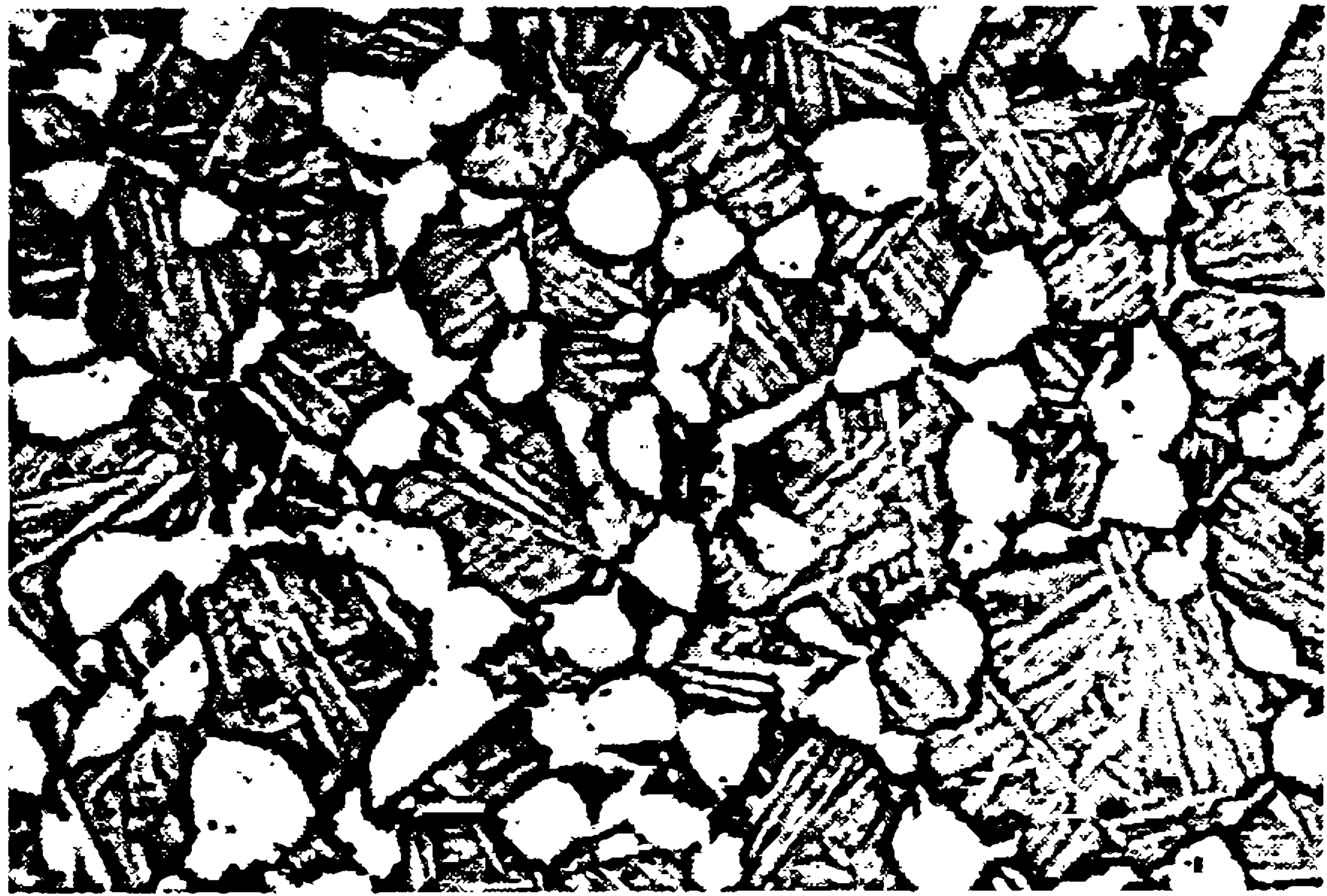
TA2 250 ×

图 7 孪晶



TC11 250 ×

图 8 双套组织

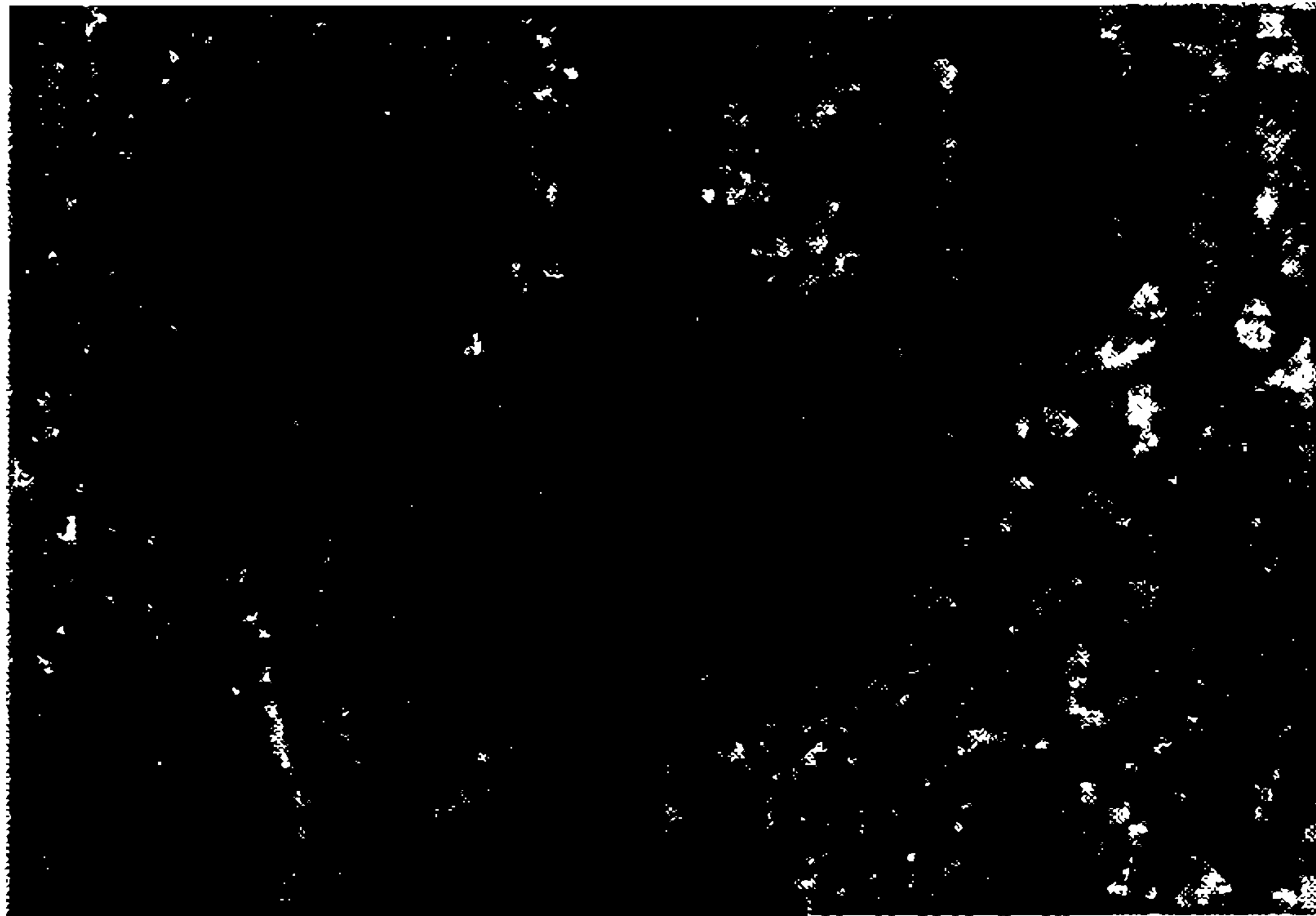


(a) TC11 250×



(b) TA15 500×

图 9 双态组织



TB2 500 ×

图 10 基体(β 基体)



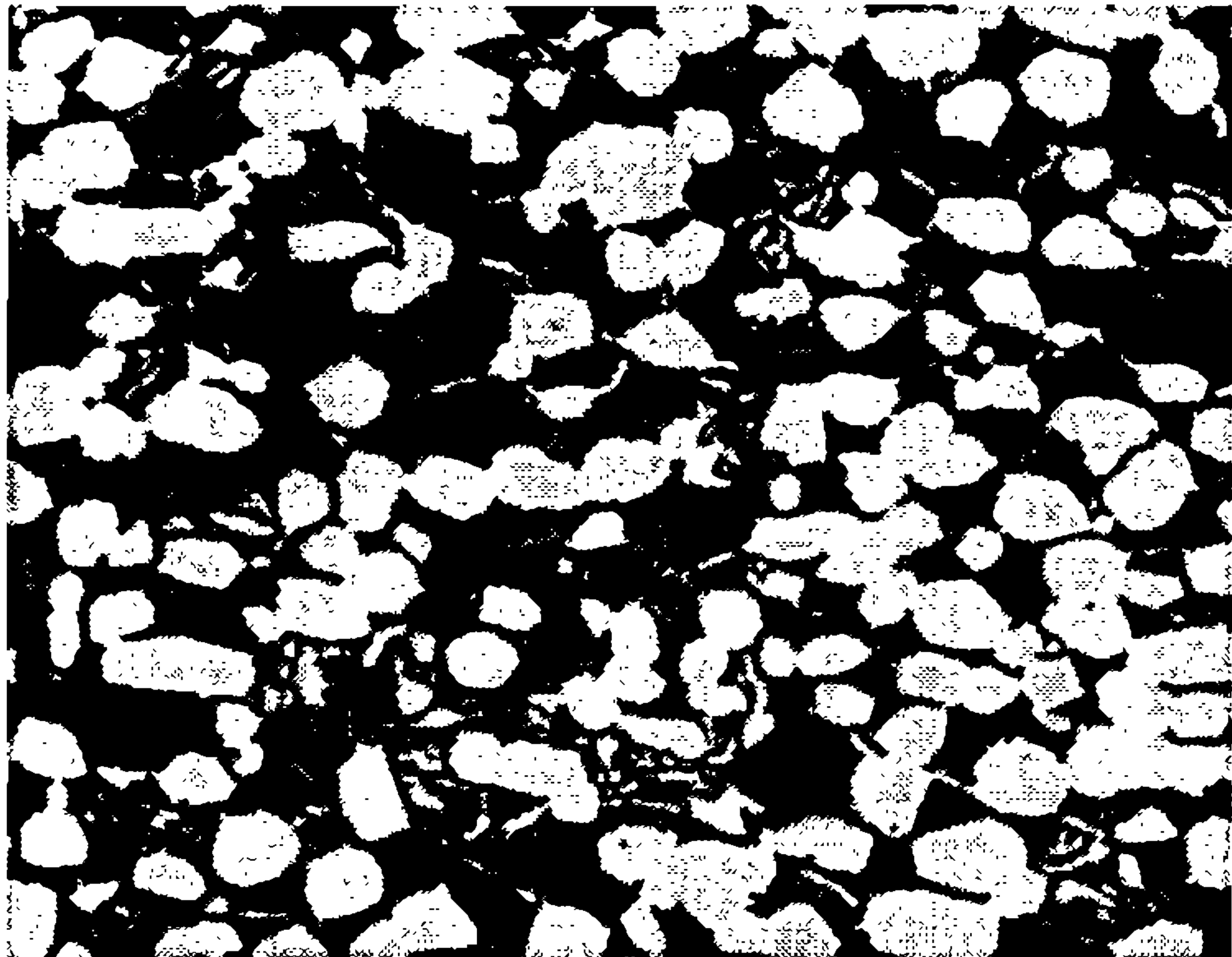
TC4 500 ×

图 11 (a) α +基体(转变 β 基体)



TC4 5 000 ×

图 11 (b) α +基体(转变 β 基体)



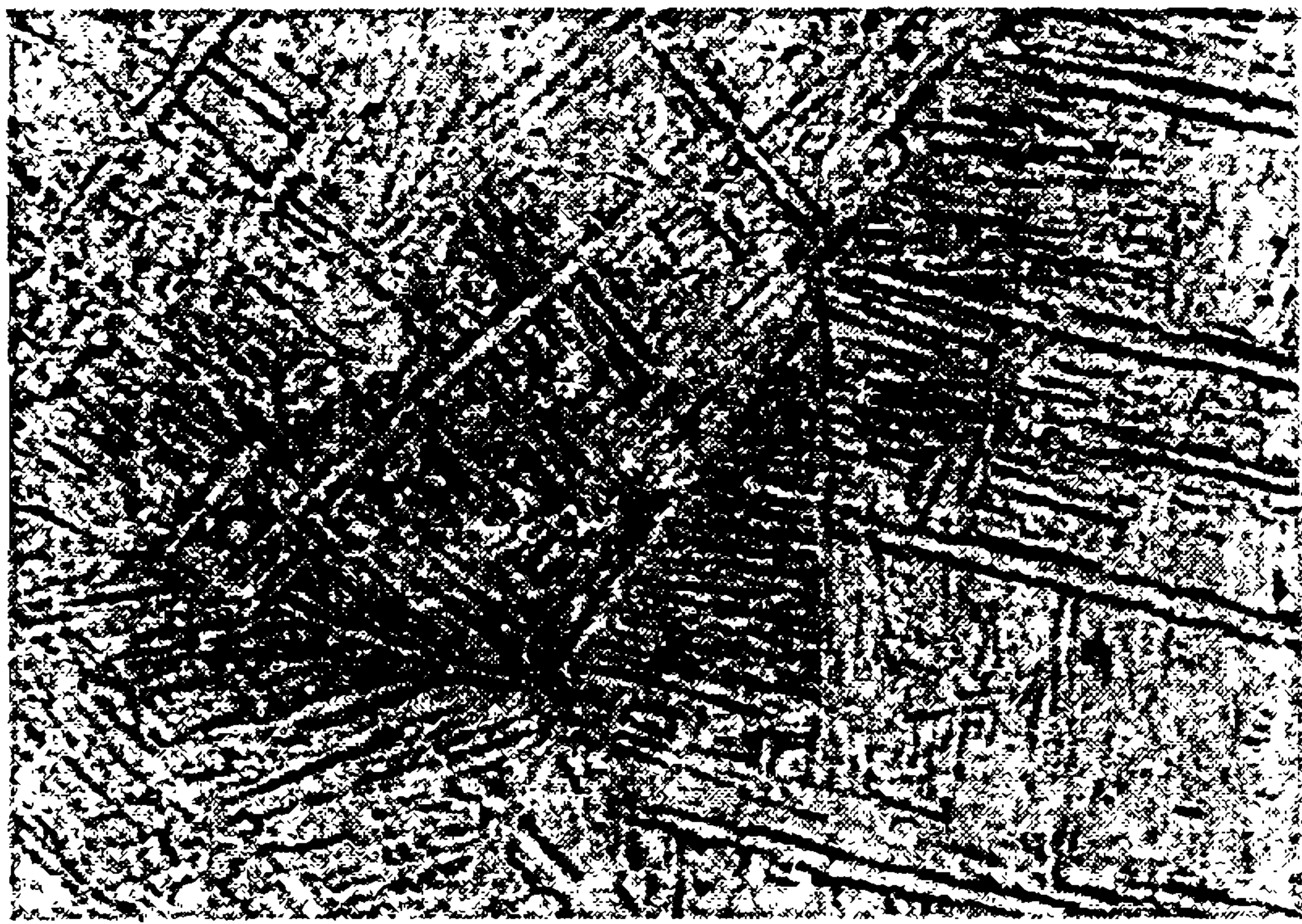
TC11 250 ×

图 12 等轴 α



TA7 320 × 金相偏光

图 13 α



500 ×

(a)



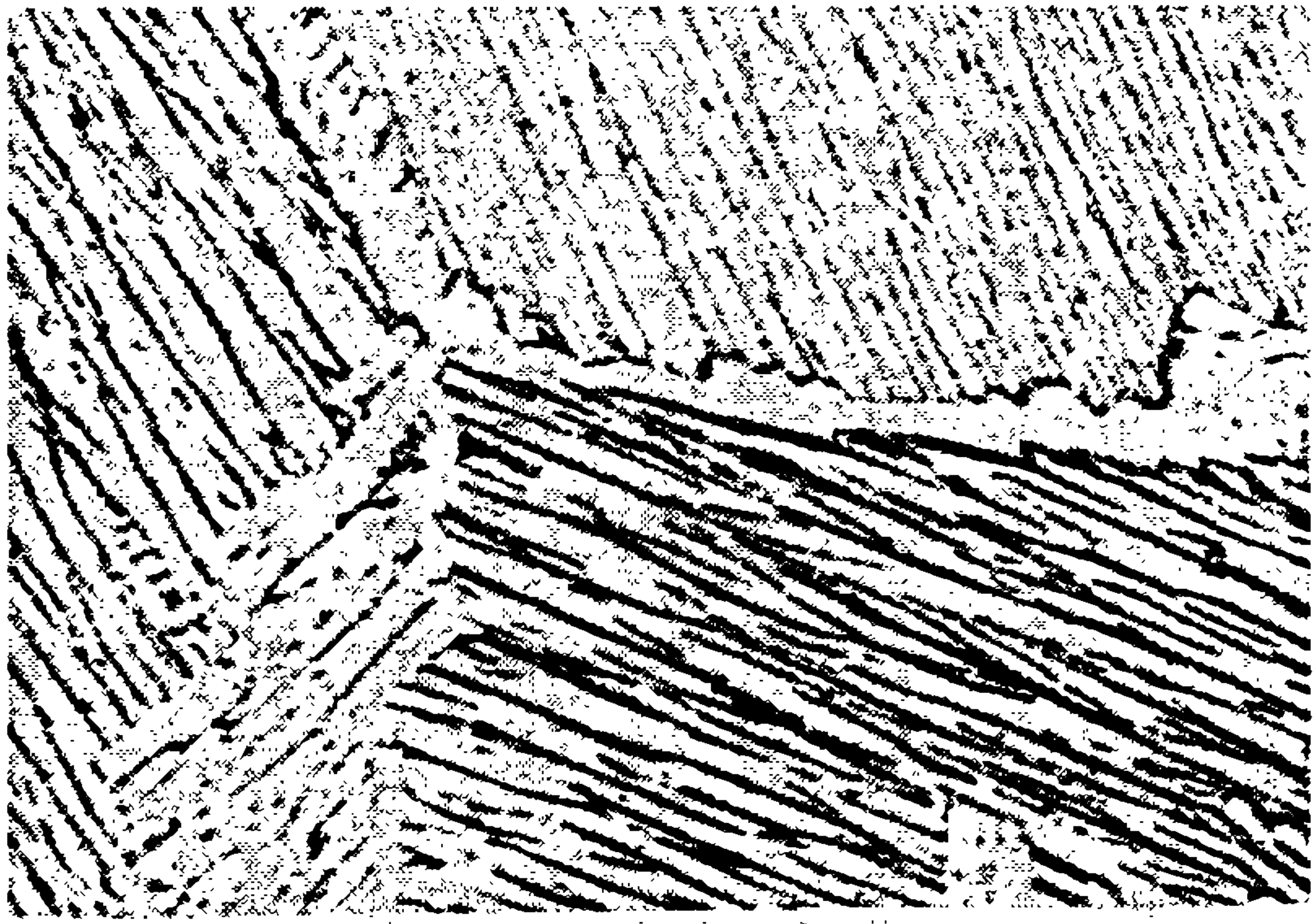
(b)

图 14 针状 α TC4



500 ×

图 15 球状 α TC4



250 ×

图 16 片状 α TC4

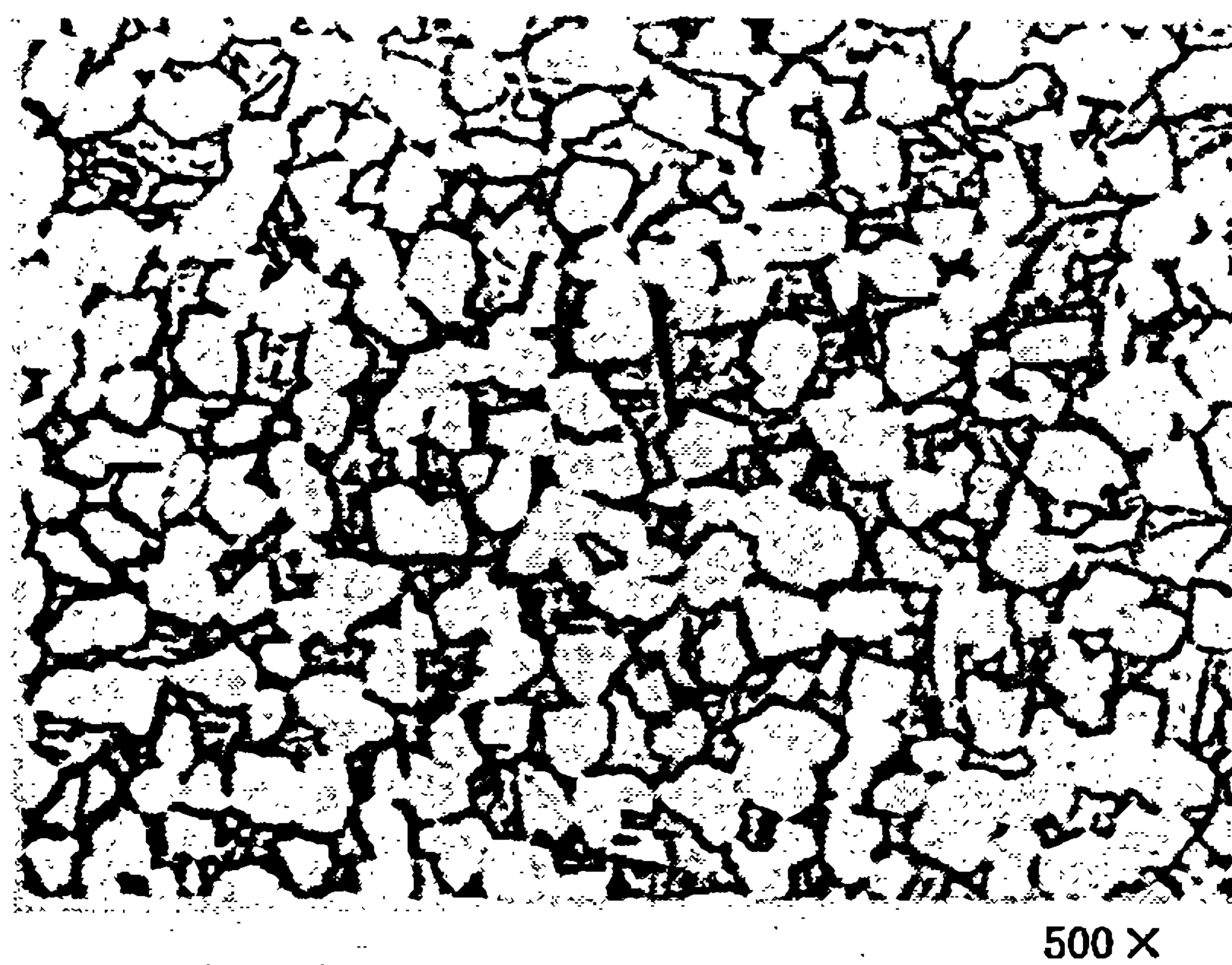


图 17 初生 α TC4

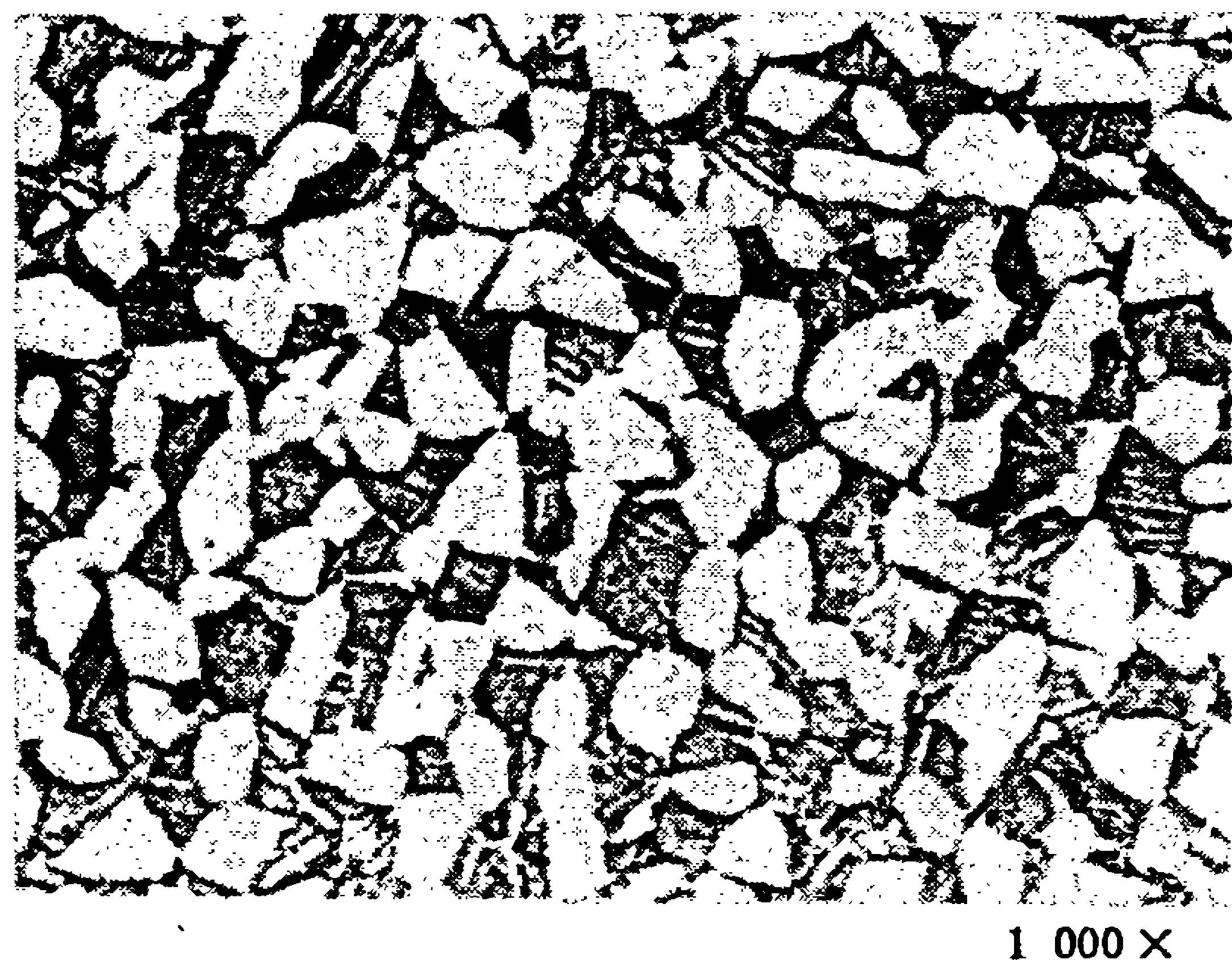


图 18 初生 α +次生 α TC11

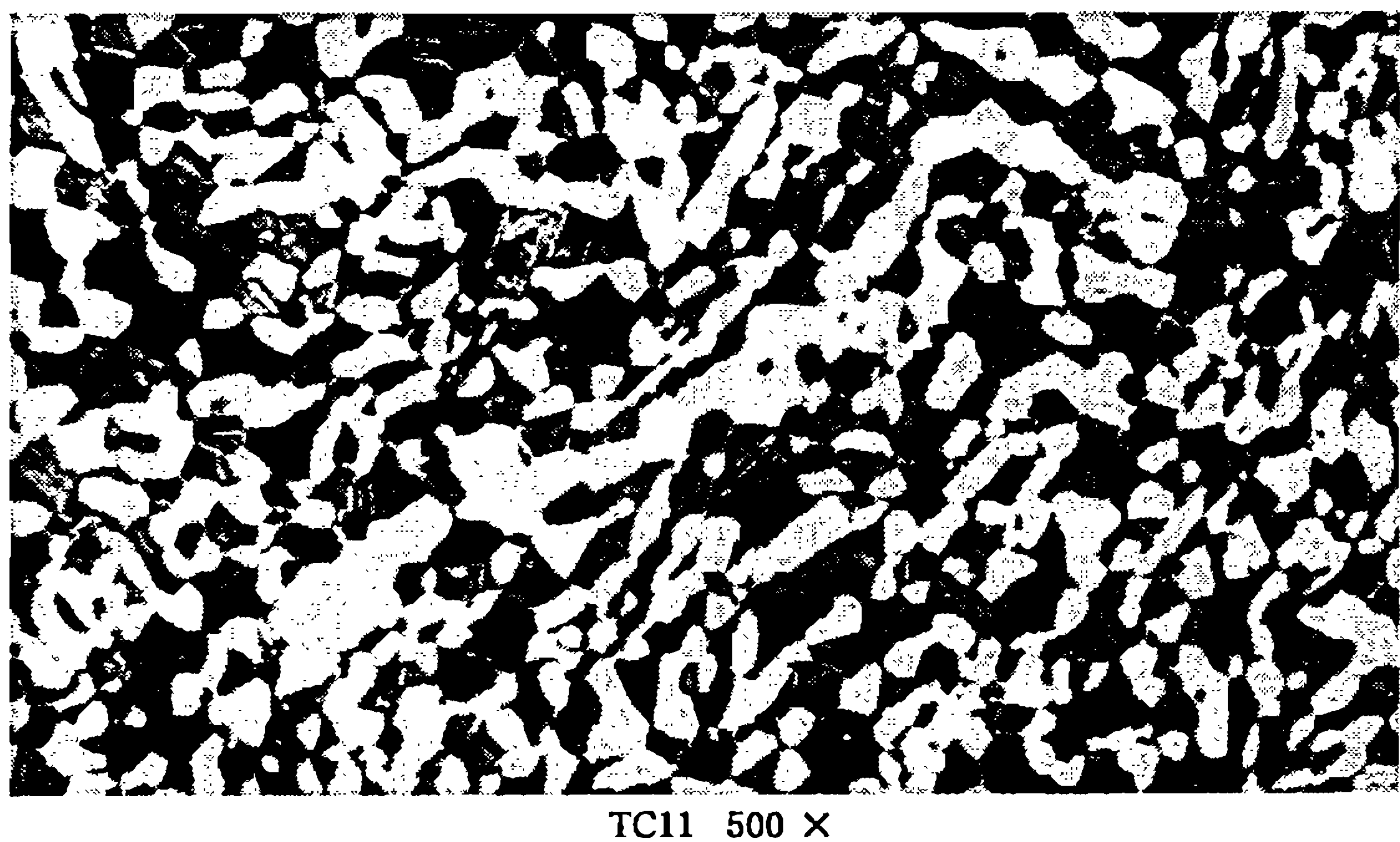


图 19 拉长 α

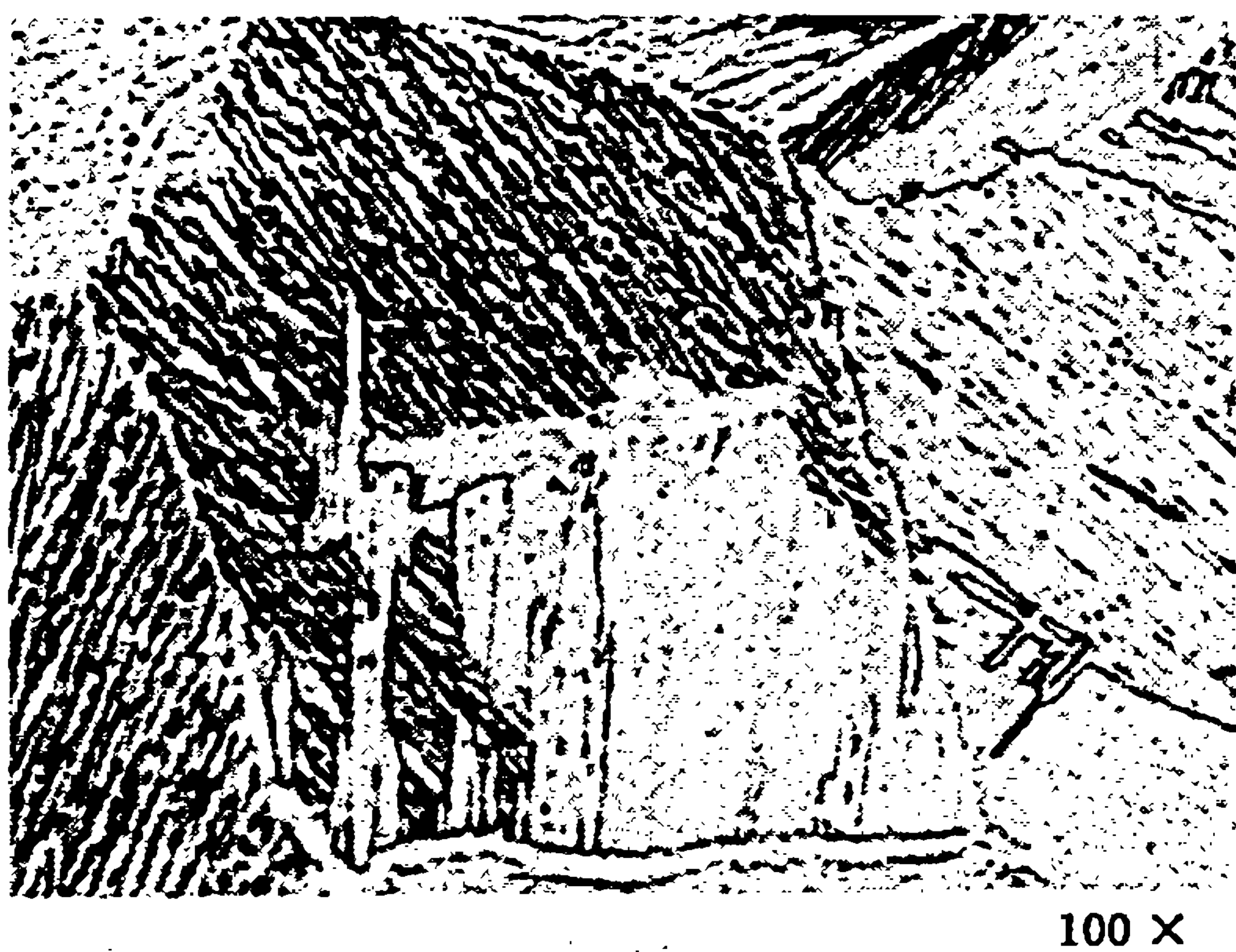


图 20 晶界 α TC4

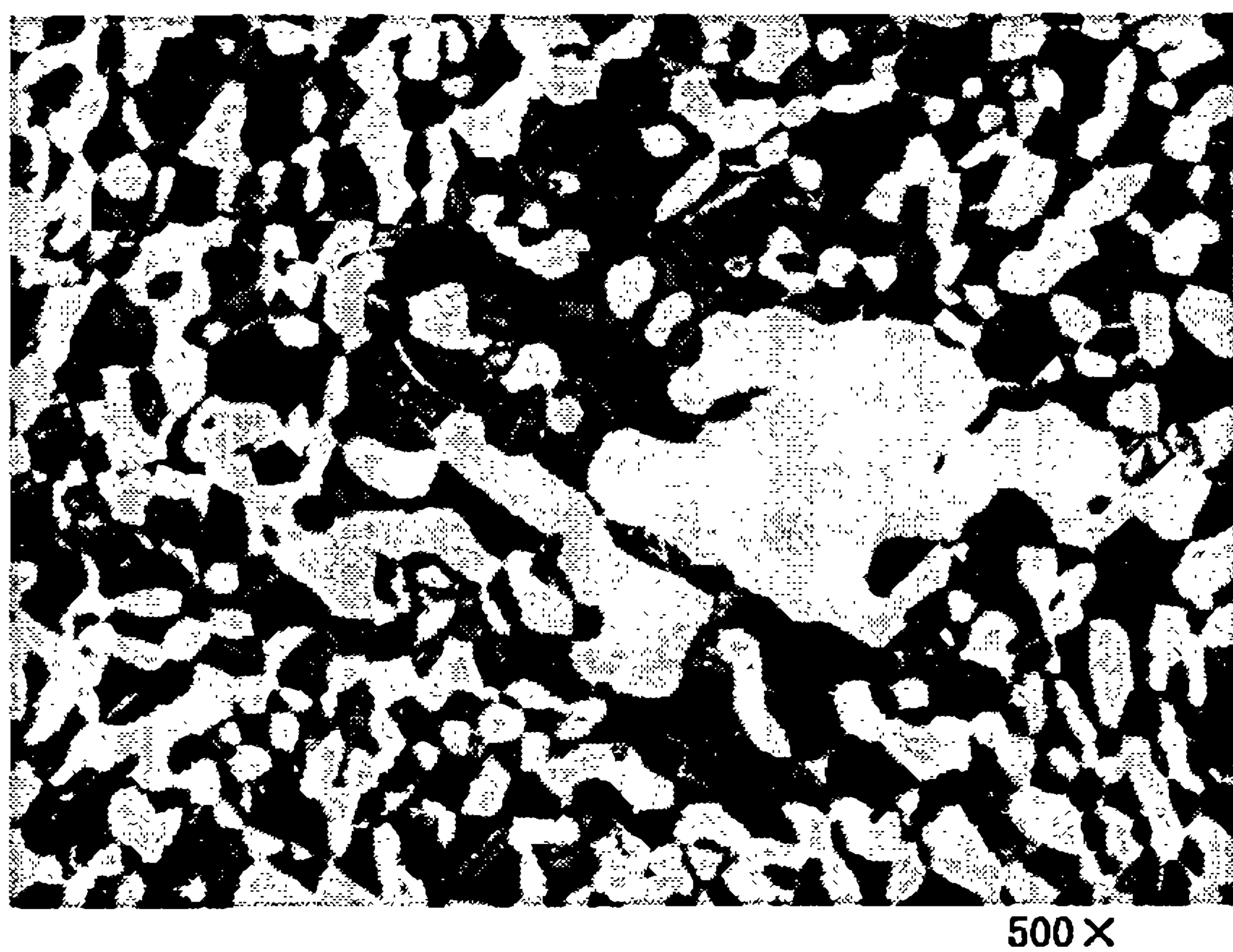


图 21 大块 α TC11

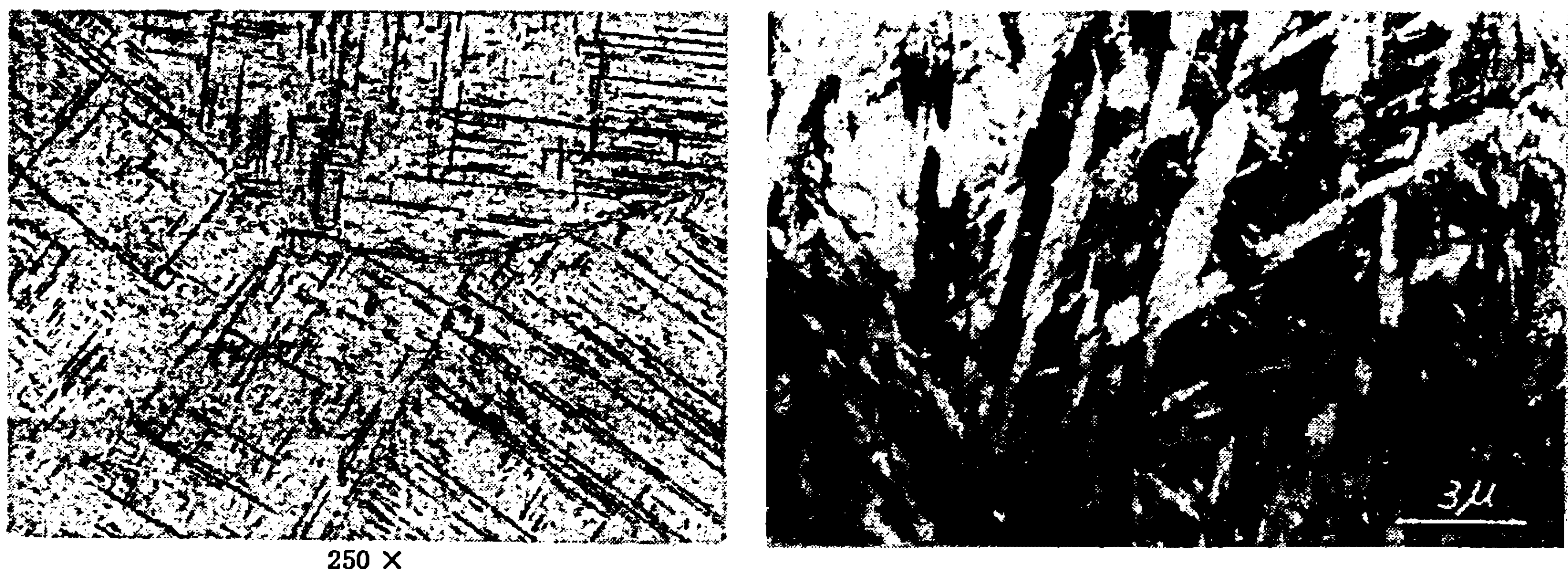
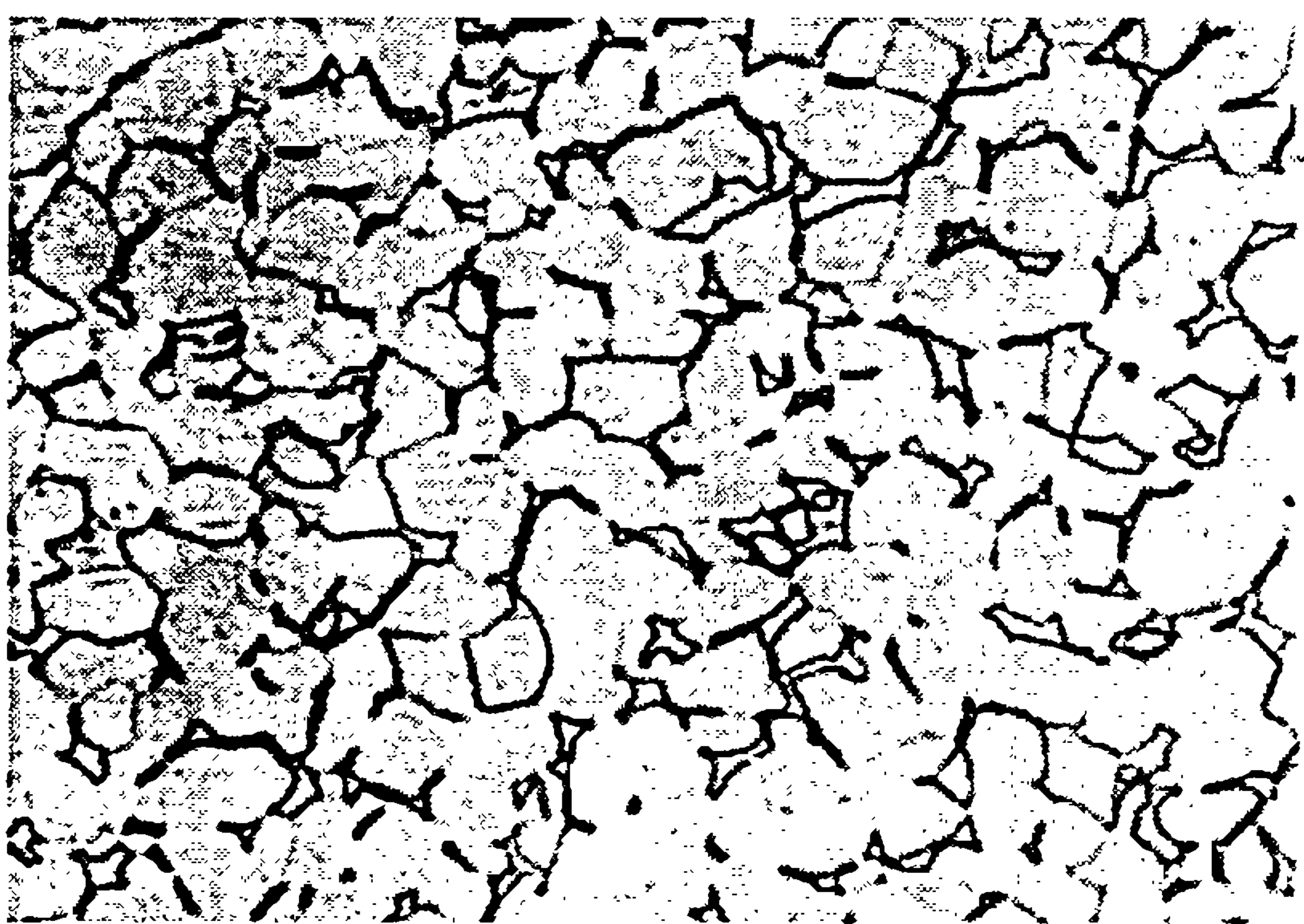


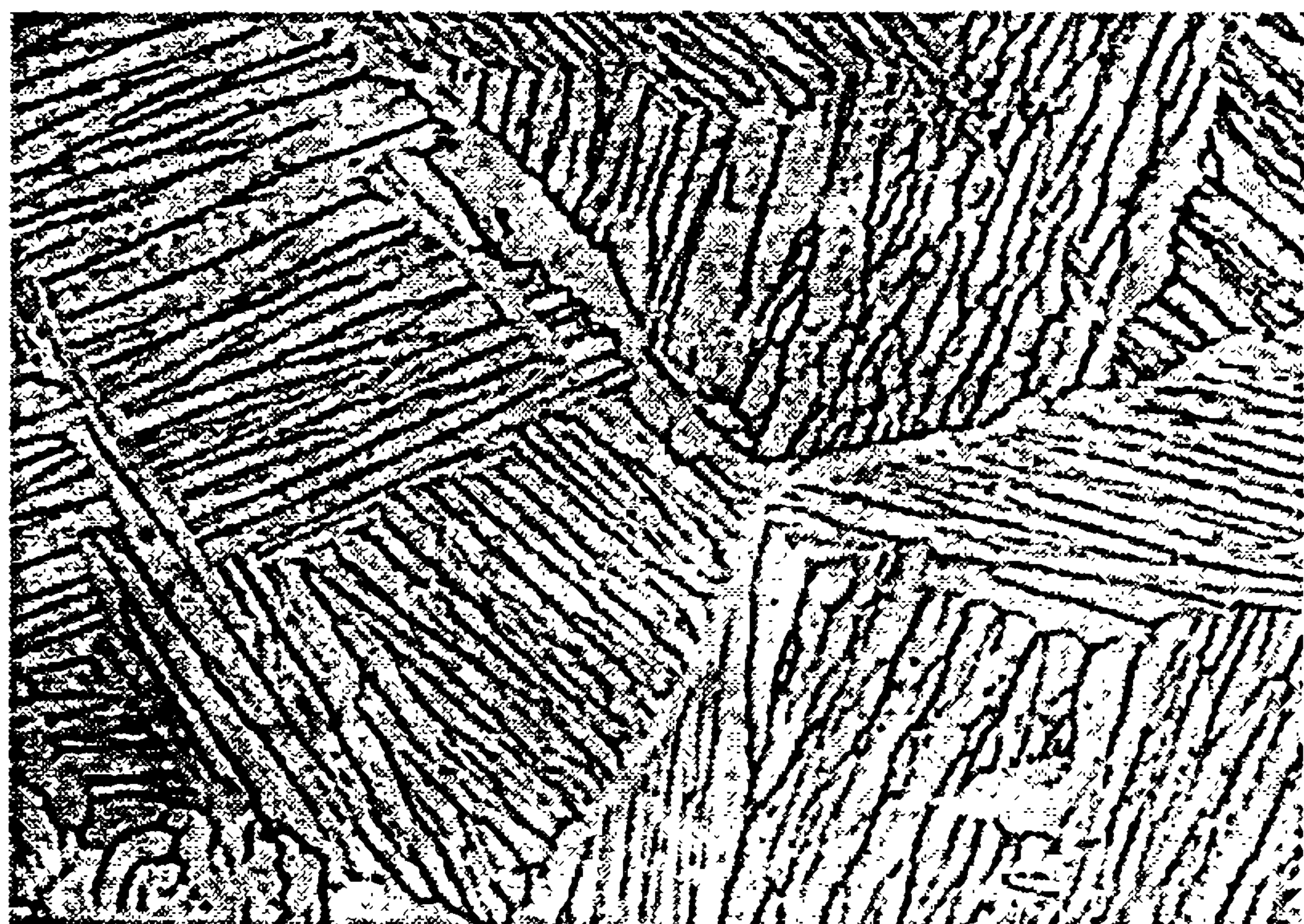
图 22 马氏体 TC4



(a) 等轴 α +晶间 β 500 \times



(b) 等轴 α +晶间 β



(c) 片状 α +晶间 β 250 \times

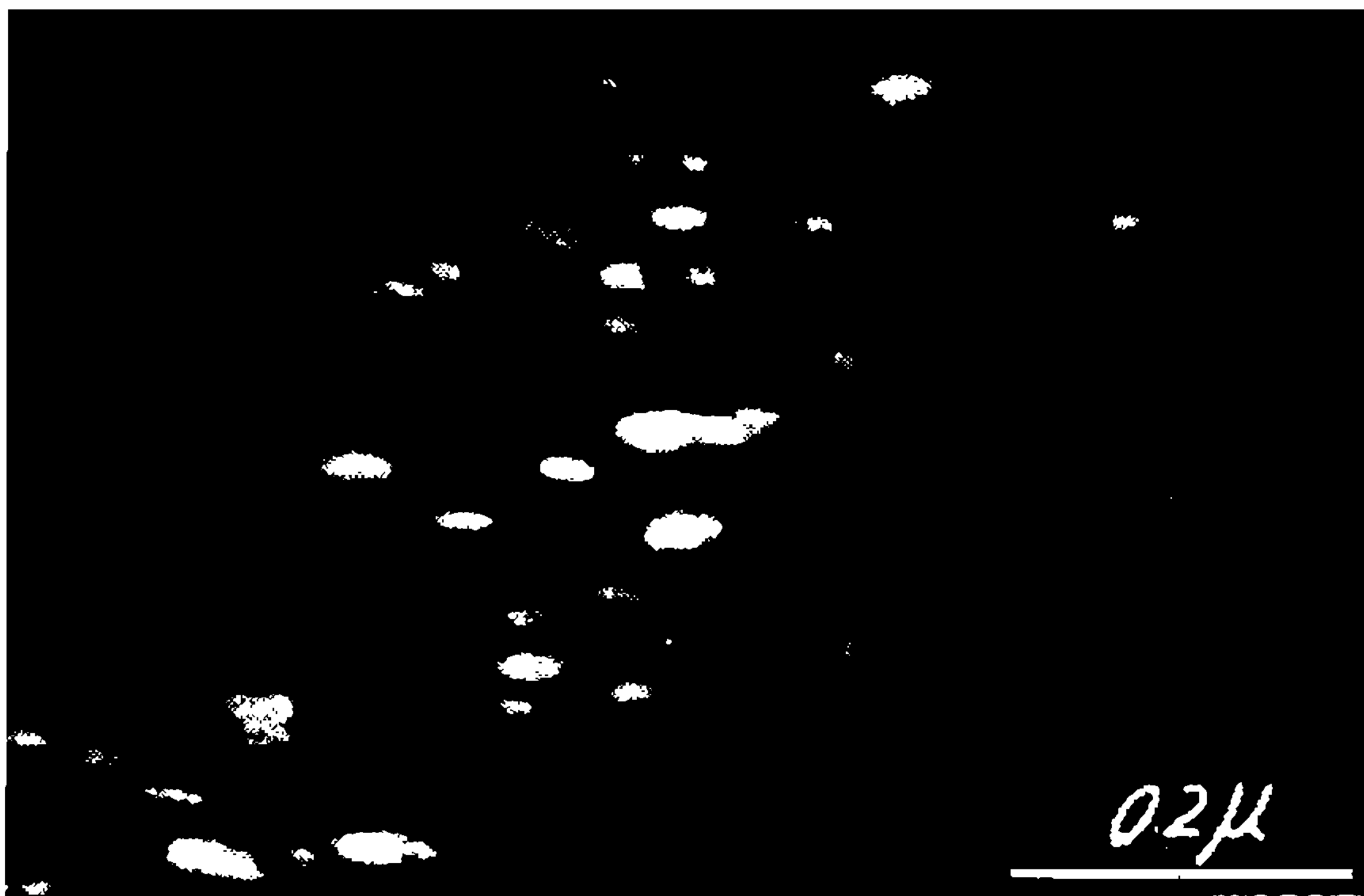


(d) 片状 α +晶间 β 5 000 \times

图 23 晶间 β TC4



图 24 亚稳定 β TB2 2 000 \times



Ti-11.5Mo-6Zr-4.5Sn

图 25 ω 相



图 26 氢化物相 ZTC4 1 000 \times

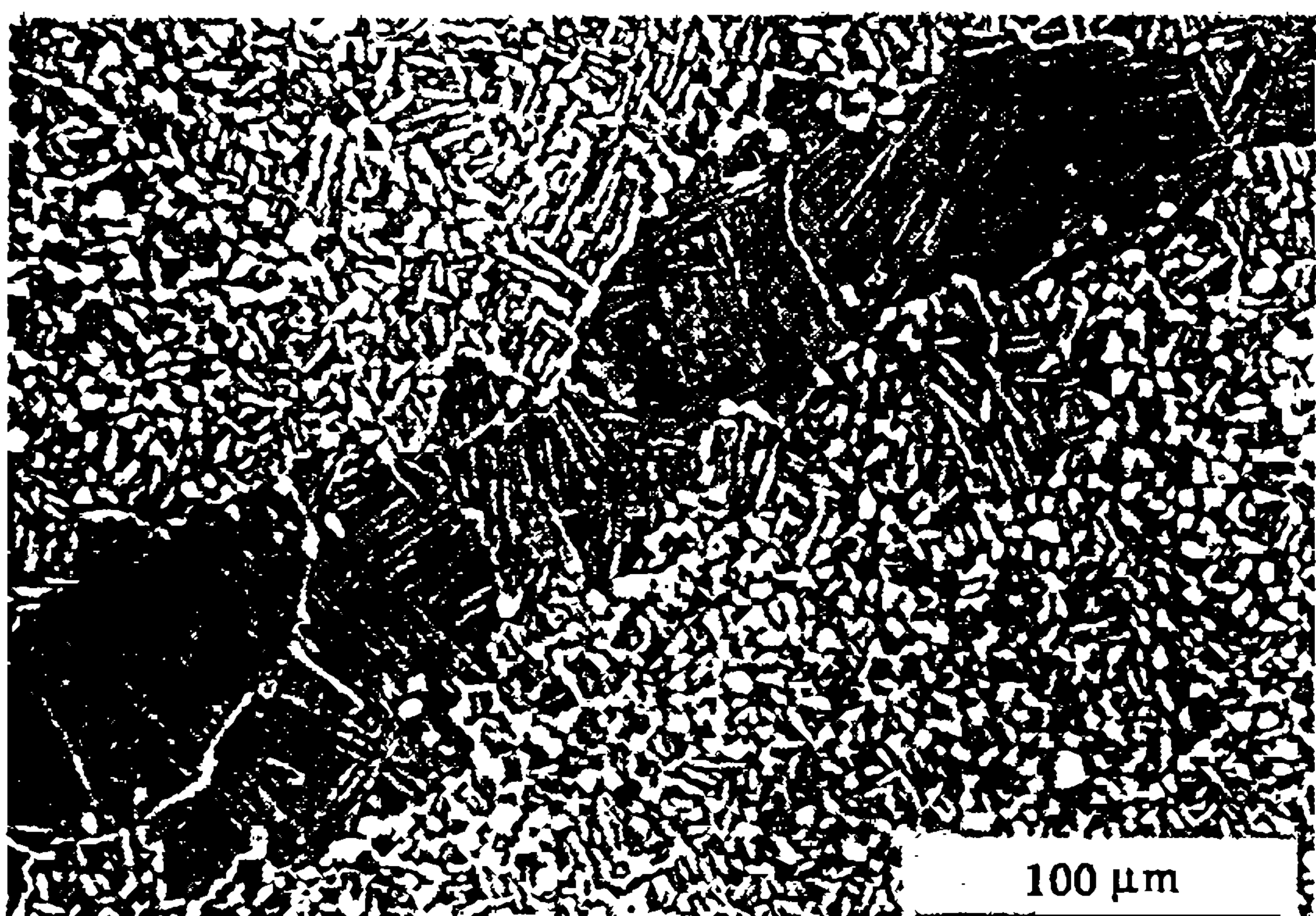
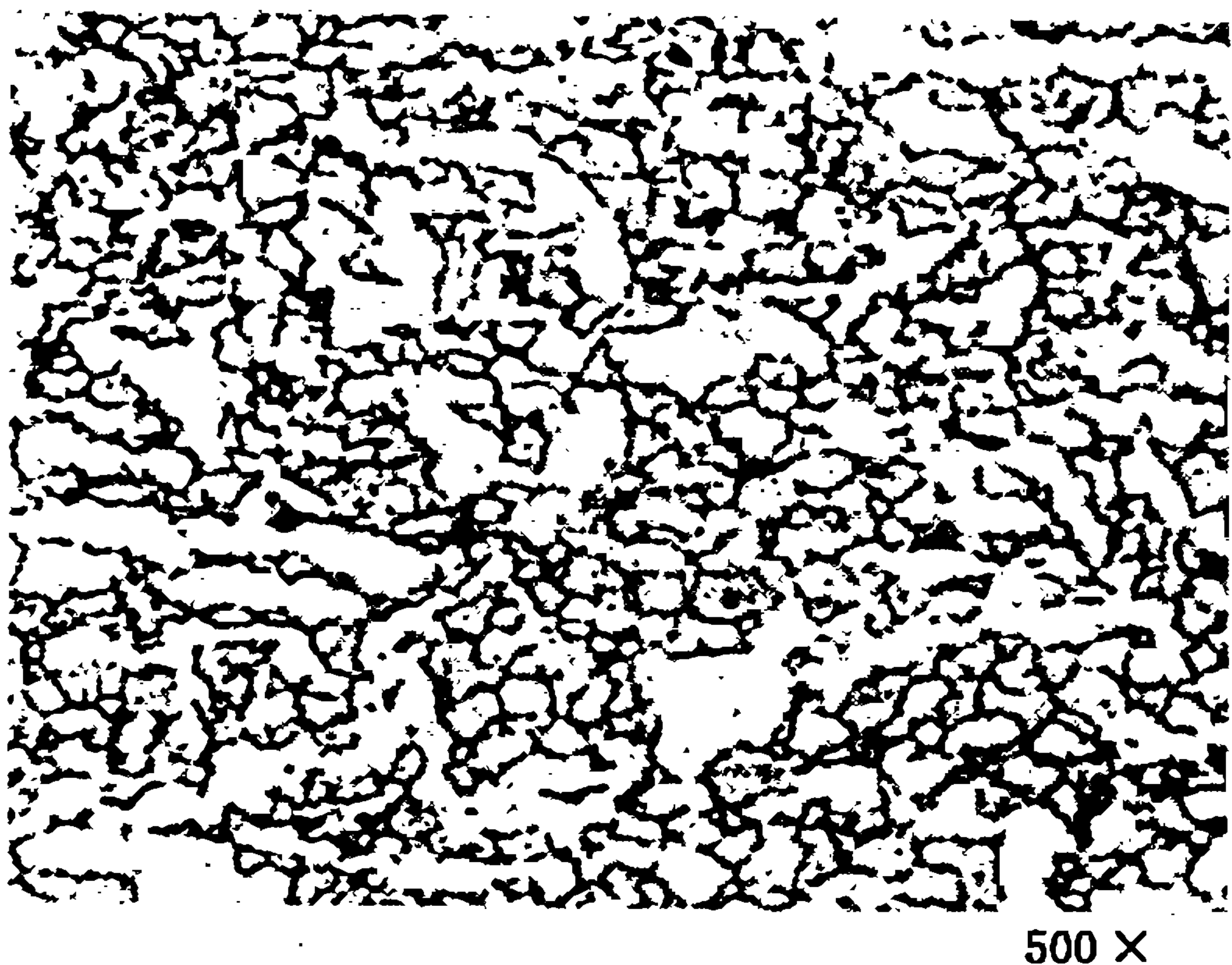


图 27 β 斑 TC11



(a)



(b)

图 28 金属间化合物 $[(TiZr)_5Si_3]$ Ti-11Sn-5Zr-2.2Al-1Mo-0.22Si

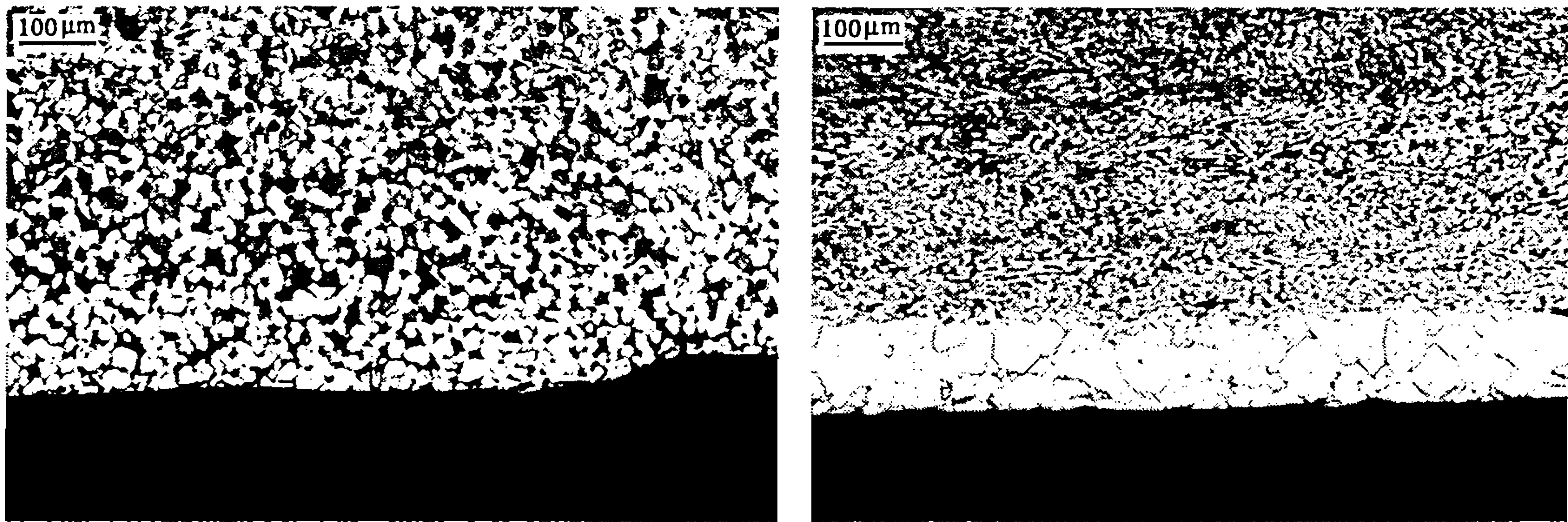


图 29 α 层 TC4



图 30 高间隙缺陷 TC4

(TC4 正常区 $H_v=300$; 偏析区 $H_v=493$) 200 \times

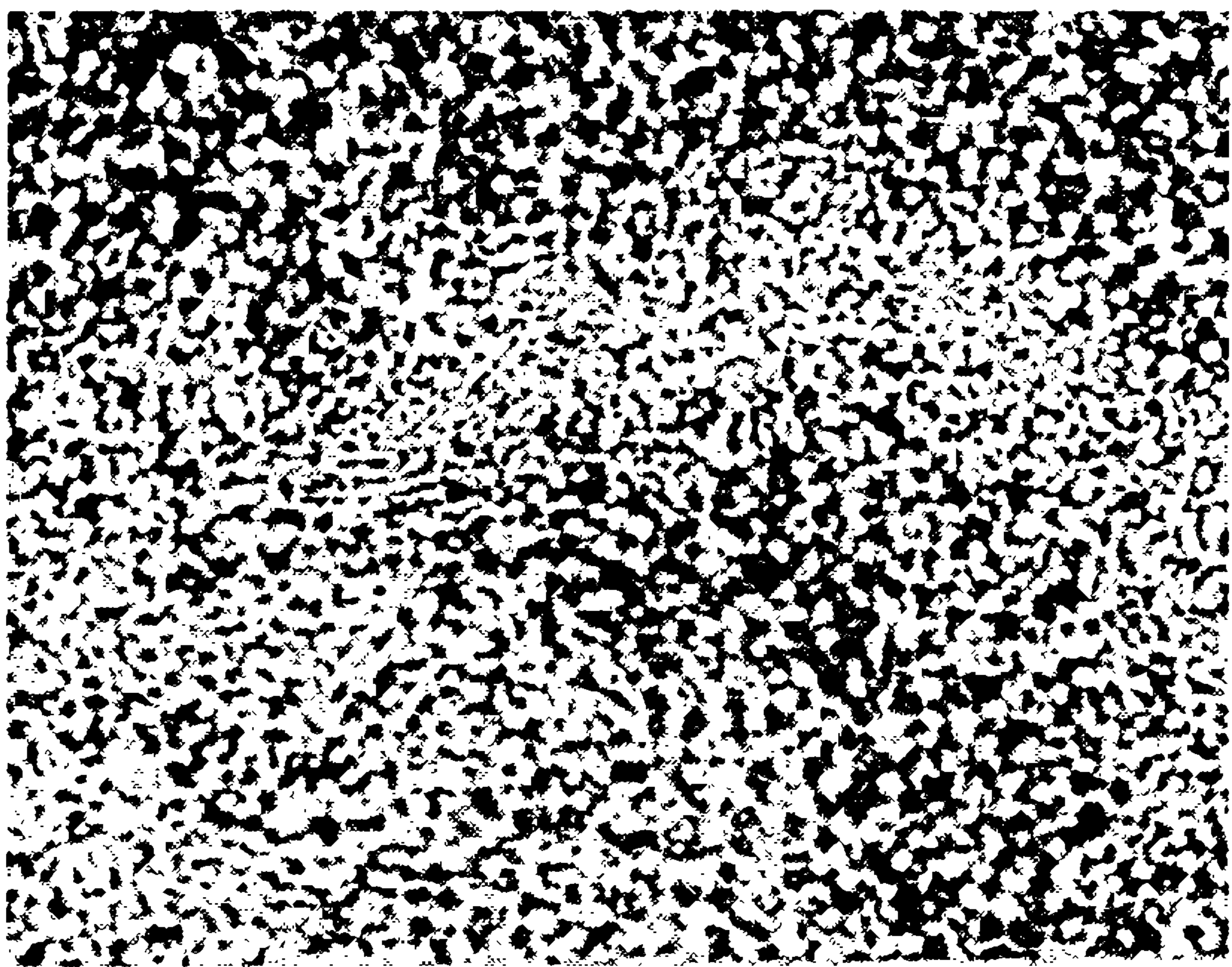
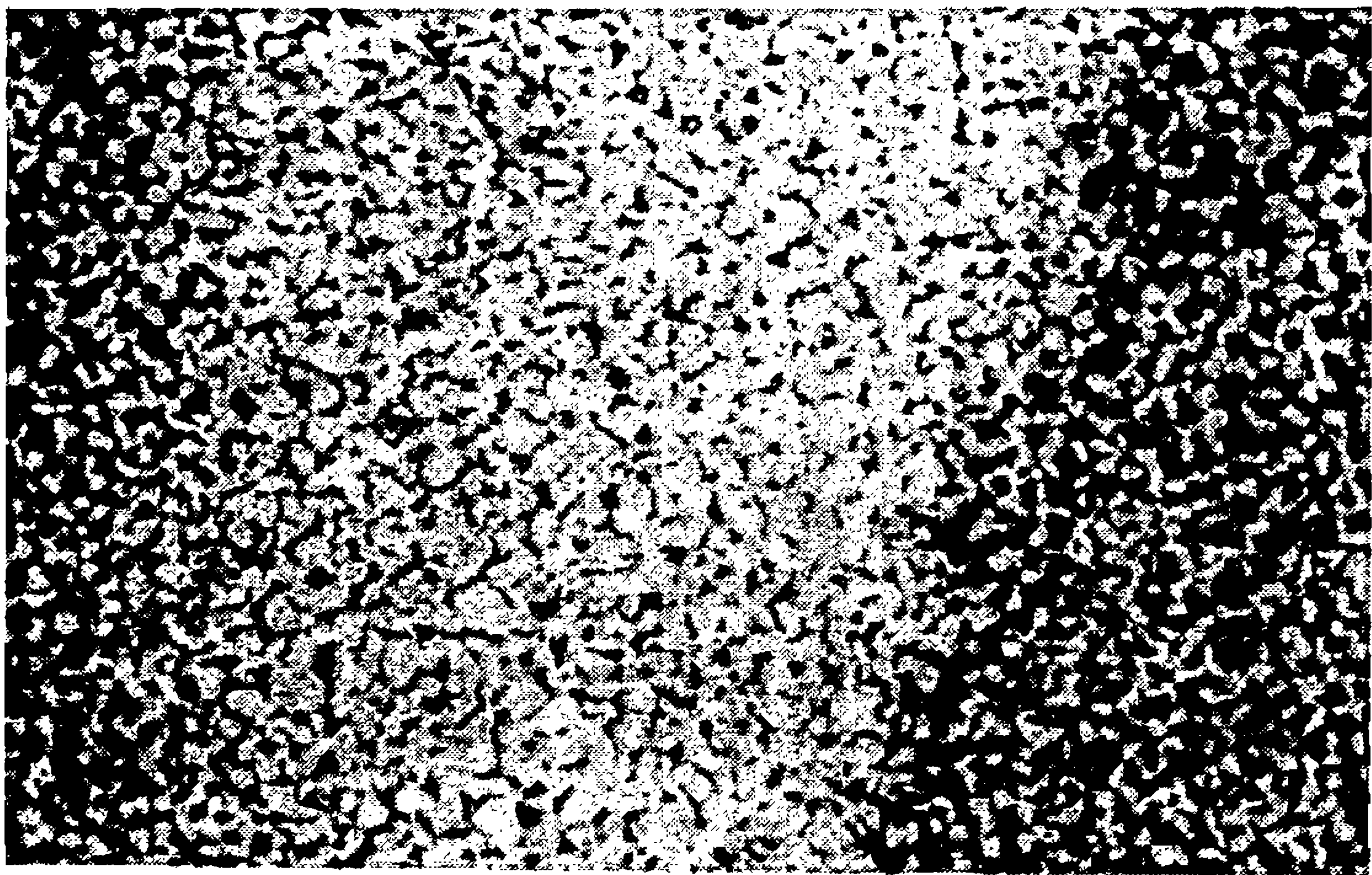


图 31 高铝缺陷 TC11 80 \times



200 \times

图 32 贫 β 区 TC9

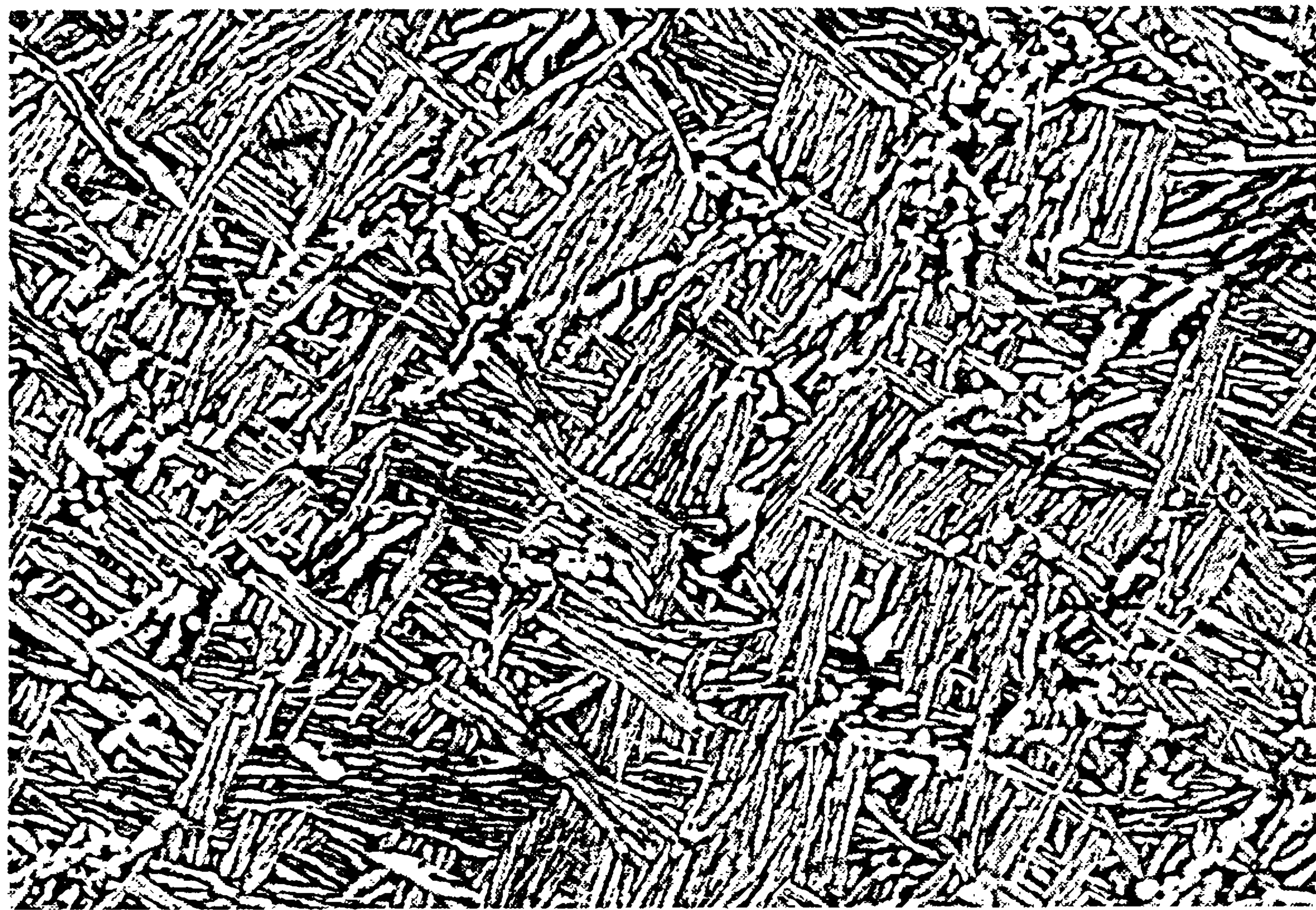


图 33 网篮组织 TC4 500×

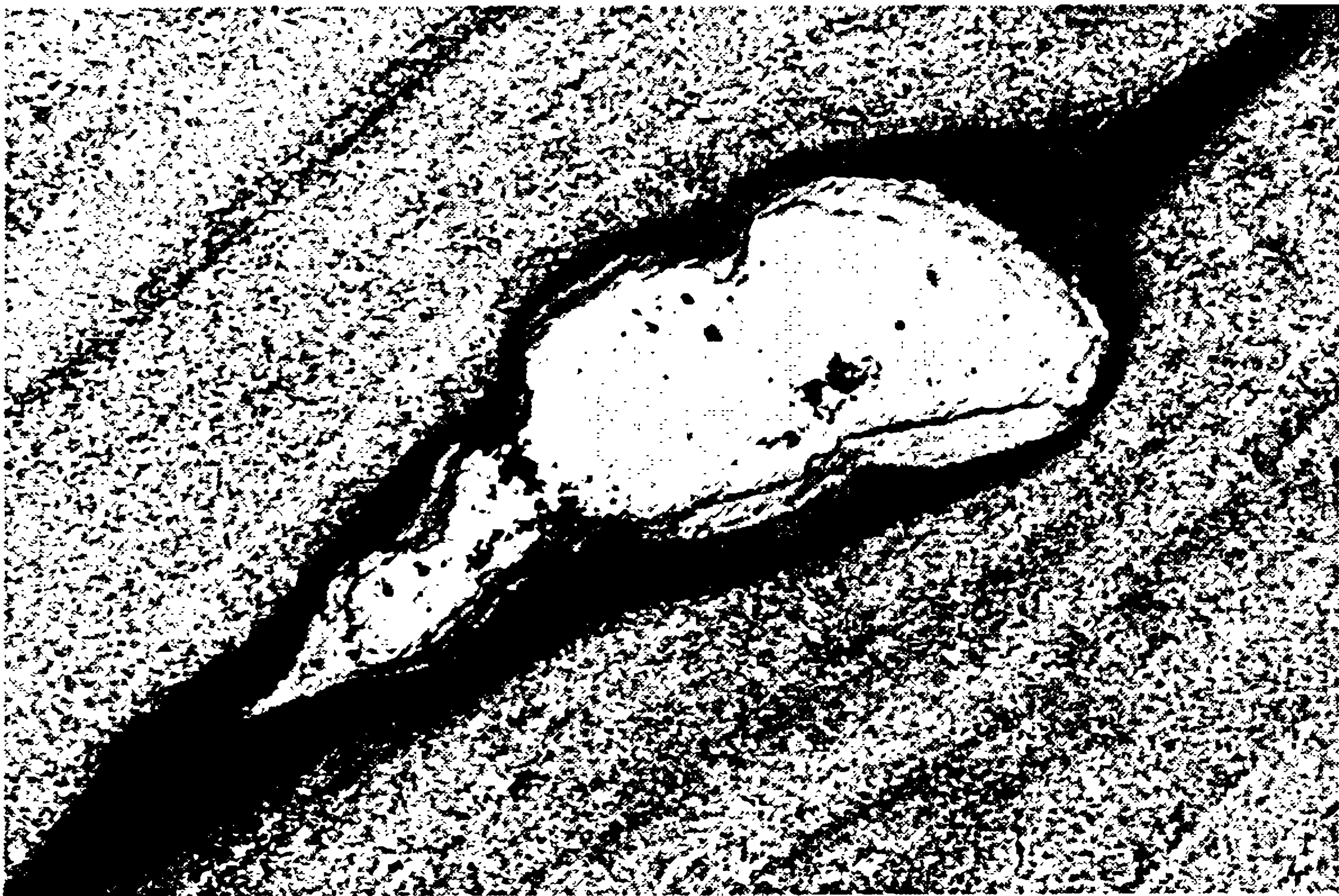


图 34 高密度夹杂 TC2 50×

汉语拼音索引

α 层 5.47
 α - β 钛合金 3.7
 α - β 组织 5.13
 α 钛合金 3.5
 α 稳定元素 5.1
 α 相 5.22
 α 转变点 5.6
 α' (六方马氏体) 5.34
 α'' (斜方马氏体) 5.35
 α_2 组织 5.36
 β 斑 5.45
 β 共析稳定元素 5.3
 β 钛合金 3.8
 β 同晶稳定元素 5.2
 β 退火 4.4
 β 相 5.37
 β 转变点 5.7
Mf 5.9
Ms 5.8
 γ 结构 5.42
 ω 相 5.43

B

变形合金 2.5
不可热处理合金 2.9

C

初生 α 5.27
次生 α 5.28
淬火 4.8

D

大块 α 5.31
等温退火 4.5
等轴组织 5.17
碘法钛 3.2

G

高间隙缺陷(HID) 5.48
高铝缺陷(HAD) 5.49

高密度夹杂 5.53
工业纯钛 3.3
固溶热处理 4.7

H

海绵钛 3.1
合金 2.1
合金元素 2.3

J

基体金属元素 2.2
基体 5.21
集束 5.14
间隙元素 5.5
近 α 钛合金 3.6
金属间化合物 5.46
晶间 β 5.38
晶界 α 5.30

K

可热处理合金 2.8

L

拉长的 α 5.29
孪晶 5.18

M

马氏体 5.33

P

片状 α 组织 5.25
片状 α 5.26
贫 β 区 5.50

Q

纤维状 α 5.32
氢化物相 5.44
球状 α 5.24

R

蠕虫 α 5.52

S

时效.....	4.9
时效 β	5.40
双重退火.....	4.6
双套组织	5.19
双态组织	5.20

T

钛合金.....	3.4
退火.....	4.2

W

网篮组织	5.51
魏氏组织	5.16
无序 α	5.11

X

消除应力退火.....	4.1
-------------	-----

Y

亚稳定 β	5.39
有序结构	5.10
原始 β 晶粒	5.12

Z

杂质.....	2.4
再结晶退火.....	4.3
针状 α	5.23
置换元素.....	5.4
中间合金.....	2.7
中间相	5.41
铸造合金.....	2.6
转变 β	5.15

中 华 人 民 共 和 国
国 家 标 准
钛及钛合金术语和金相图谱
GB/T 6611—2008

*

中国标准出版社出版发行
北京复兴门外三里河北街16号
邮政编码:100045

网址 www.spc.net.cn

电话:68523946 68517548

中国标准出版社秦皇岛印刷厂印刷
各地新华书店经销

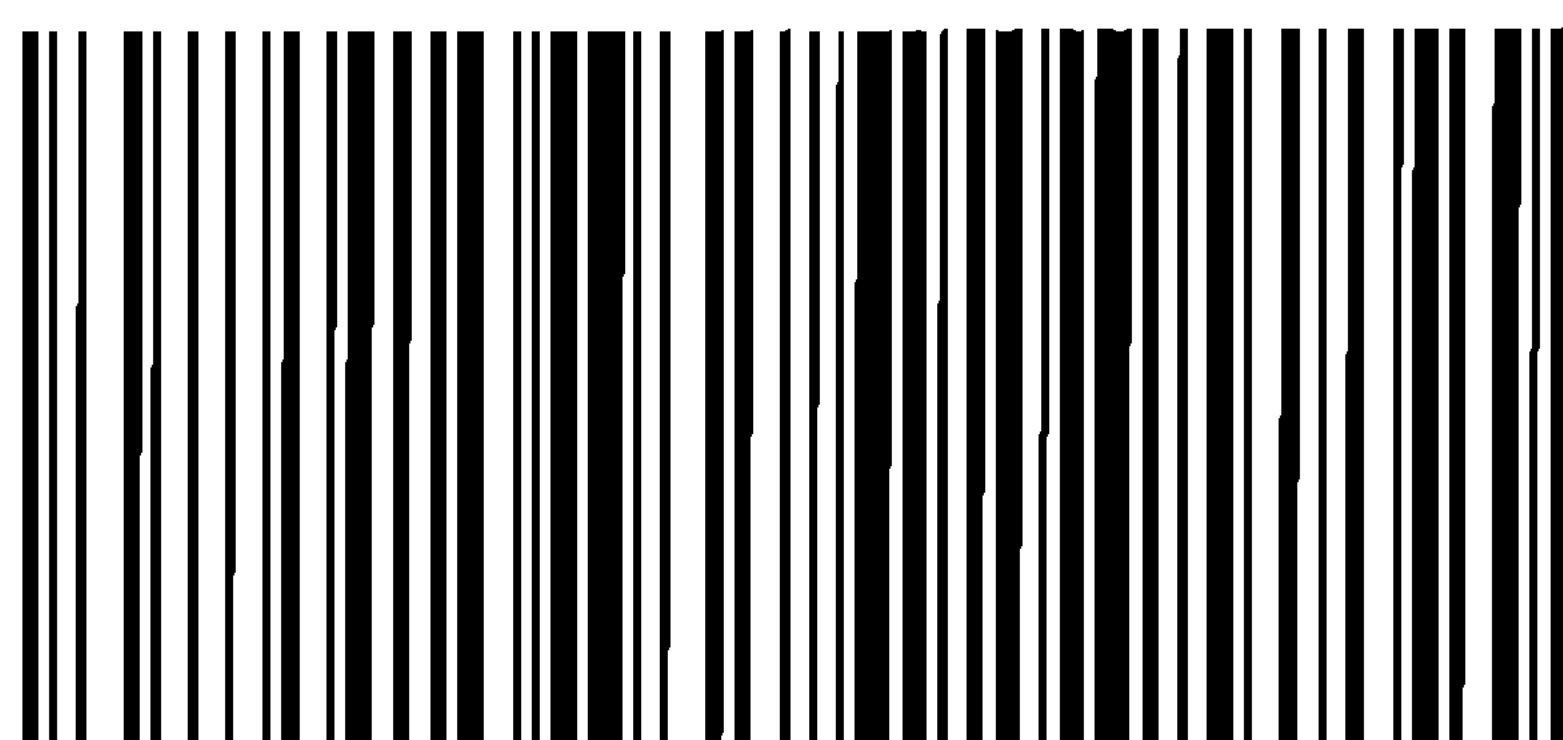
*

开本 880×1230 1/16 印张 1.5 字数 36 千字
2008年8月第一版 2008年8月第一次印刷

*

书号: 155066 • 1-32415

如有印装差错 由本社发行中心调换
版权专有 侵权必究
举报电话:(010)68533533



GB/T 6611—2008