



UDC 669.112.227.34 : 548

ラスマルテンサイトの形態と内部微視組織

牧 正 志*・田 村 今 男*

Morphology and Substructure of Lath Martensite in Steels

Tadashi MAKI and Imao TAMURA

1. はじめに

鉄鋼のマルテンサイトの形態にはラス、レンズ、バタフライ、薄い板状の4つのタイプが見出されている。これらのうち、大半の熱処理用実用鋼の焼入組織はラスマルテンサイトであり、その機械的性質や焼もどし挙動、逆変態挙動などに関し多くの研究がなされている。

鉄鋼のマルテンサイトについての従来の研究をふり返つてみると、内部微視組織、結晶学、Kinetics、オーステナイトの安定化現象、加工誘発変態の研究などを通じて、マルテンサイト変態機構の解明を目的とする研究には主としてレンズマルテンサイトが用いられてきた。これは、例えば Fe-高 Ni-(C)合金のレンズマルテンサイトの場合、Ms 点が室温以下にあり、室温ではオーステナイトであるために種々な実験操作が容易で、様々な目的的研究がおこないやすいこと、適当にサブゼロ冷却することにより母相の残留した任意の量のマルテンサイトが得られること、さらにマルテンサイト晶が比較的大きいために、形態や結晶学的研究に適しているからである。これに対し、ラスマルテンサイトは通常 Ms 点が高温にあり、室温ではほとんど 100% マルテンサイト組織であるため母相の情報を得られにくいこと、一般に高温から急冷を要するという実験的制約があること、個々のラスは極めて微細であること、などのためにマルテンサイト変態の研究対象としては、実用的には重要な組織であるにもかかわらず、意識的にさけられてきたように思われる。

しかし近年、ち密で複雑なために長い間不明であったラスマルテンサイトの光顕組織の特徴が、透過電顕組織による結晶学的特徴と関連づけて明確になったこと^{2)~4)}、ラス境界に存在する薄いフィルム状の残留オーステナイトの発見⁵⁾などが契機となり、ラスマルテンサイトに対する関心が高まり研究も活発になつてきた。

本稿では、鉄鋼材料にあらわれるマルテンサイトのう

ち、実的に最も重要なラスマルテンサイトに焦点をしぼり、形態、内部微視組織、結晶学およびこれらと機械的性質との関連について、今までの研究をもとにとりまとめたものである。

2. ラスマルテンサイトの出現を支配する因子

鉄マルテンサイトには bcc もしくは bct 構造の α' マルテンサイトと、hcp 構造の ϵ マルテンサイトが存在し、 α' マルテンサイトの代表的な形態としてラスとレンズの2つがある。Table 1 に代表的な鉄系 2 元合金におけるマルテンサイトの種類や形態と合金組成の関係をまとめた。

マルテンサイトの形態を支配する主な因子は、オーステナイトの安定度 (Ms 点) とオーステナイトの積層欠陥エネルギーである。著者ら³⁰⁾³¹⁾ は Ms 点が室温以下にある Fe-Ni-C 系合金を用い、同一合金においても Ms 点の低下にともなつてマルテンサイトの形態がバタフライ→レンズ→薄い板状へと変化することを見出し、形態の変化が Ms 点により支配されることを明確に示した。Table 1 から明らかなようにラスマルテンサイトはいずれの合金系でも低濃度側で生成し、その Ms 点はいずれも高温にある。すなわち、高温で生成されるマルテンサイトはラスであり、低温になるに従つてレンズになる傾向がある。状態図的に γ ループを形成するフェライト安定化合金元素は本来オーステナイトを不安定にするものであるが、Al を除きほとんどすべての γ ループ形成元素は Ms 点を下げる³²⁾。これは、このような合金元素の添加によりオーステナイトが固溶強化され、そのために変態時のせん断に対する抵抗が大きくなるので変態がおこりにくくなる (大きな駆動力を必要とする) と考えられている。すなわちこれは機械的効果による安定化である。この種の合金元素が添加されても固溶量が少ないためそれほど大きく Ms 点は低下せず、すべてラスマルテ

昭和 55 年 10 月 30 日受付 (Received Oct. 30, 1980) (依頼技術資料)

* 京都大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Kyoto University, Yoshidahonmachi Sakyo-ku Kyoto 606)

Table 1. Morphology of martensite in iron alloys.

Alloy system		Lath martensite		Lenticular martensite		ε martensite		Reference
		Composition range(wt%)	Ms temperature (°C)	Composition range(wt%)	Ms temperature (°C)	Composition range(wt%)	Ms temperature (°C)	
Open γ-field type	Fe-Ni	<29	700~25	29~34	25~-196	—	—	6)~9)
	Fe-Mn	<14.5	700~150	—	—	14.5~27	150~0	10)~13)
	Fe-Pt	<20.5	700~400	23~25	20~-30	—	—	14)~16)
	Fe-Co	{0~1 1~24	700~620 620~800	—	—	—	—	17)
Expanded γ-field type	Fe-C	<1.0	700~200	0.6~1.9	300~40	—	—	18)~22)
	Fe-N	<0.7	700~350	0.7~2.5	350~-100	—	—	23)~25)
	Fe-Cu	<11	—	—	—	—	—	26)~28)
γ-loop type	Fe-Cr	<10	700~260	—	—	—	—	29)
	Fe-Mo	<1.9	700~180	—	—	—	—	14)
	Fe-Sn	<1.3	—	—	—	—	—	14)
	Fe-V	<0.5	—	—	—	—	—	14)

ンサイトを生成する。γ開放型およびγ拡張型の場合は、これらの合金元素は本来オーステナイト安定化元素で Ms 点を大きく低下する。それゆえ合金量が少ないときはラスマルテンサイトを生成するが、高合金になると Fe-Ni, Fe-Pt, Fe-C, Fe-N などにおいてはオーステナイトの積層欠陥エネルギーが高いので、レンズマルテンサイトを生成するようになる。しかし、Fe-Mn の場合は積層欠陥エネルギーが低下して ε マルテンサイトを生成するようになる。γ開放型の Fe-Co 合金は例外的な挙動を示すようである。この場合オーステナイトに多量の Co が固溶するが Ms 点はかえって上昇する傾向を示し、高合金になつてもラスマルテンサイトのみが生成する。

上述のようにラスマルテンサイトは通常 Ms 点が高い場合に生成し、Ms 点がラスの出現のための重要な因子ではあるが、オーステナイトの積層欠陥エネルギーも重要な因子であり、これが低いほどより低温までラスのままであり、さらに低いと ε マルテンサイトを生成する。後述するようにオーステナイトの積層欠陥エネルギーの低い Fe-Cr-Ni ステンレス鋼では、Ms 点が室温以下になつてもラスマルテンサイトが生成する。著者ら³³⁾は Fe-Ni-C 合金にオーステナイトの積層欠陥エネルギーを低下させる Cr を添加することにより、ラス→バタフライ→レンズへと遷移する温度が低温側へ移行することを明らかにした。

Table 1 に示すように、実用鋼の基礎となる Fe-C 合金では約 0.6% C までがラス、約 1.0% C 以上でレンズ、0.6~1.0% C では両者が共存する²⁰⁾。Fe-Ni 合金では約 29% Ni までがラス、約 29% Ni 以上では Ms 点が室温以下となりレンズマルテンサイトが生成する⁶⁾⁸⁾。Fe-Mn 合金では約 10% Mn 以下でラス、約 15% Mn 以上で ε マルテンサイト、10~15% Mn では両者が共存する¹¹⁾。実用鋼には種々な合金元素が含まれているが、例えば Fe-C や Fe-Ni をもとにしてこれらに他の合金

元素を添加した場合、その量がそれほど多くない場合には生成するマルテンサイトはもとの 2 元合金の場合とほとんど同じとみなしてよい。それゆえ、低・中炭素低合金鋼、9% Ni 鋼、18% Ni マルエージ鋼などではラスマルテンサイトが現れる。なお、実験室的に溶製された鉄系置換型 3 元合金でラスマルテンサイトが生成する例としては Fe-5~11% Mn-20~7% Ni³⁴⁾³⁵⁾、Fe-24% Ni-4% Al³⁶⁾、Fe-27% Ni-10% Co³⁶⁾、Fe-20% Ni-6% Ti³⁷⁾ などがある。

ラスマルテンサイトが現れるその他の重要な合金として 18-8 ステンレス鋼を中心とする Fe-Cr-Ni 合金がある^{38)~45)}。この合金系は室温以下でラスマルテンサイトが生成する極めてめずらしい例である。これ以外に室温以下でラスマルテンサイトが生成する例としては、等温マルテンサイト変態をおこす Fe-20% Ni-2~5% Mn 合金がある³⁵⁾⁴⁶⁾。Fe-Cr-Ni 合金ではオーステナイトの積層欠陥エネルギーが低いため、ラスマルテンサイト以外に ε マルテンサイトが共存して生成する。この場合、両マルテンサイトの関連は複雑であり、α' ラスは ε マルテンサイトから生成するという説 (γ→ε→α') や、α' ラスは ε マルテンサイトの交支部などで核生成するが α' や ε はオーステナイトから直接生成するという説 (γ→ε, γ→α') などがある。この詳細については文献 47 を参照されたい。いずれにせよ、Fe-Cr-Ni ラスマルテンサイトの光顕組織の様相は ε マルテンサイトが同時に生成するので、後述するような Fe-C や Fe-Ni などとは大きく異なる。本稿ではステンレス鋼のマルテンサイトについては簡単にふれるにとどめる。

3. ラスマルテンサイトの結晶学

3.1 結晶構造

侵入型元素 (C, N) を含むマルテンサイト (α')* の

* 以下、マルテンサイトを α', オーステナイトを γ と記す。さらに、ラスマルテンサイト、レンズマルテンサイトは単にラス、レンズと記す。

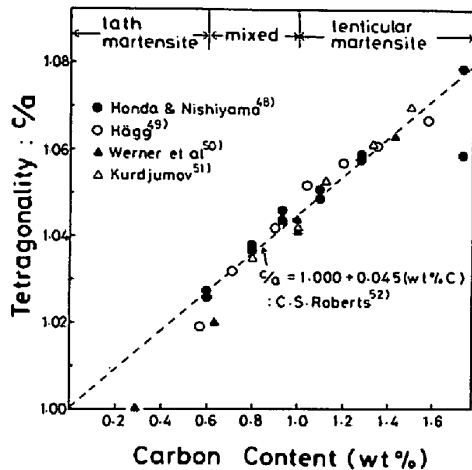


Fig. 1. Relation between tetragonality (c/a) of martensite and carbon content in Fe-C alloys.

結晶構造は体心正方晶 (bct) で、その軸比 c/a は炭素 (窒素) 量とともに連続的に増大することはよく知られている。しかし、 α' の形態と tetragonality との関係についてはほとんど議論されていない。Fig. 1 は Fe-C 合金における代表的なデータをまとめたものであり、いずれも c/a は ROBERTS の式⁵²⁾ によく一致している。ところが Fig. 1 に示したように、従来のデータは 0.6% C 以上のレンズが生成する範囲についてのものであり、0.6% C 以下のラスの場合の結果はほとんど見あたらない。Fig. 1 の WERNER ら⁵⁰⁾ の Fe-0.29% C ラスは bcc 構造であることを示している。約 0.6% C 以下で tetragonality を示さない理由として、低炭素になると M_s 点が高温度になるため、たとえ急冷しても冷却中に α' の auto-tempering がおこるためと一般に考えられている⁵⁰⁾⁵¹⁾。ちなみに、auto-tempering を阻止するために M_s を室温以下に低くした Fe-高 Ni-C α' では 0.2% C 位まで tetragonality が検出されており⁵⁰⁾⁵¹⁾⁵³⁾、このときも ROBERTS の式がよく成立している。ただし、これらの場合は合金組成から考えて生成する α' はレンズであると思われる。

このような auto-tempering の考えに対し、OWEN ら⁸⁾ は Fe-C 合金で約 0.6% C 以下では α' は本質的に bcc 構造になるという立場をとっており、C 量と形態の変化の実験結果とを結びつけて、ラスは bcc、レンズは bct となり、Fe-C(N) 合金では tetragonality の出現が α' の形態を支配する重要な因子であると主張している。彼らの根拠は、ZENER⁵⁴⁾ による α' 内での C 原子の規則化の臨界温度 T_c と M_s 点の C 量依存性が Fig. 2 に示したように約 0.6% C あたりで交叉し、それ以下の低 C では M_s 点 T_c より高温となるので C が不規則に 8 面体の位置に分布した bcc 構造になるが、約 0.6% C 以上では M_s 点 T_c 以下となるので C がひと

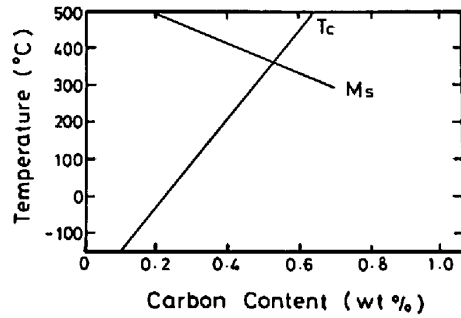


Fig. 2. Variations of M_s temperature and the critical temperature (T_c) for Zener ordering with carbon content in Fe-C alloy⁸⁾.

組の 8 面体位置のみを占める規則化状態となり、bcc 構造になると考えるわけである。MAGEE ら⁵⁵⁾ もラスは本質的に bcc であるという立場をとっている。

ラスで明りように tetragonality を示すという実験結果は今のところ見あたらず、auto-tempering 説であろうと OWEN らの説であろうといずれにせよ、従来の報告からみて約 0.6% C 以下のラスは bcc 構造であると考えてよさそうである。tetragonality は後述するように α' の変形様式に影響をおよぼす。

3.2 晶へき面および結晶方位関係

ラスのひとつひとつは非常に微細でありそれらが密集しているため、3 次元的な形態を明確に示した報告はほとんどないが、光顕および電顕組織の現れ方から判断して、Fig. 3 に示したように一方向(矢印方向)に長く伸びた幅のせまい薄い板状を呈していると考えられている。板面に平行な面がラスの晶へき面である。IZOTOV⁵⁶⁾ および WAKASA ら⁵⁷⁾ は M_s 点が室温以下にある Fe-Mn-Ni 合金において γ 中に孤立するラスの 3 次元的形状を調べ、共にラスの長さ、幅と厚さの比がほぼ 30 : 7 : 1 程度であることを示している。ただしこの比率がすべての合金のラスについて成立するかは明らかでない。

ラスの場合、個々のラスが極めて微細であるのに加えて、室温ではほとんど母相 γ が残留していないために、精度のよい結晶学的情報を得ることは実験的に困難である。Table 2 に今までに報告されている晶へき面および結晶方位関係の結果の主なものをまとめた。晶へき面の決定法には、光顕による 2 面解析法と透過電顕による一

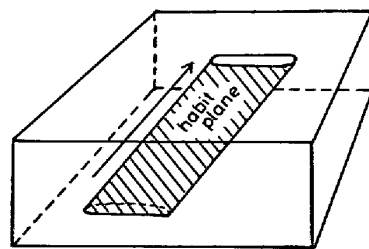


Fig. 3. Schematic illustration of the shape of martensite lath.

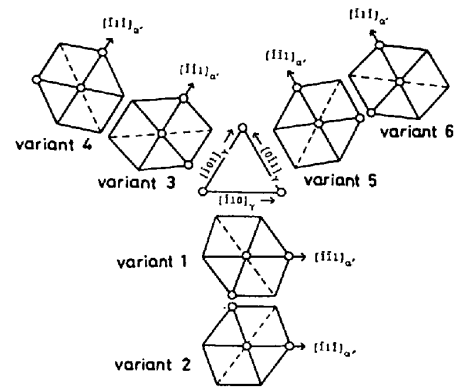
Table 2. Habit plane and orientation relationship of lath martensite.

Researcher	Habit plane	Alloy	Ref.	Researcher	Orientation relationship	Alloy	Ref.
GRENINGER et al.	$\{111\}_\gamma$	Fe-0.35%C	18)	MEHL et al.	K-S	Fe-28.5%Ni	62)
TAKEUCHI et al.	$\{111\}_\gamma$	Fe-20~25%Ni	6)	MATSUDA et al.	K-S	0.12%C steel	63)
BRYANS et al.	$\{111\}_\gamma$	Fe-21.6%Ni	58)	BRYANS et al.	K-S	Fe-21.6%Ni	58)
MARDER et al.	$\{557\}_\gamma$	Fe-0.2, 0.6%C	59)	CHILTON et al.	K-S	Fe-0.1%C Fe-4, 20, 23%Ni	61)
SCHOEN et al.	within 12° from $\{111\}_\gamma$	Fe-28%Ni Fe-10%Ni-0.2%C	60)	SCHOEN et al.	$\approx N$	Fe-28%Ni	60)
WAKASA et al.	about 4° from $\{111\}_\gamma$	Fe-20%Ni-5%Mn	57)	IZOTOV	between K-S and N	Fe-23%Ni-3%Mn	56)
CHILTON et al.	$\{213\}_{\alpha'}$	Fe-0.1%C Fe-4, 20, 23%Ni	61)	WAKASA et al.	K-S	Fe-20%Ni-5%Mn	57)
IZOTOV	$\{110\}_{\alpha'}$	Fe-5, 11, 18%Ni	56)	RAO	both K-S and N	Fe-4%Cr-2%Mn -0.3%C	64)
SARMA et al.	$\{213\}_{\alpha'}$ (= $\{345\}_\gamma$)	Fe-5%Ni-0.5%C Fe-20%Ni-6%Ti Fe-24%Ni-2%Mn	37)	SARMA et al.	N	Fe-5%Ni-0.5%C Fe-20%Ni-6%Ti Fe-24%Ni-2%Mn	37)

面解析法がある。光顕による方法では、母相 γ は存在していないが、旧 γ 粒内に少なくとも3方向の焼なまし双晶境界($\{111\}_\gamma$)があれば、それらの交叉する角度から方位が一義的に決定できるという方法⁶⁵⁾を利用することにより旧 γ 粒の方位を決定し、それを基準にしてラスの晶へき面を求めている。一方、透過電顕法で決定された晶へき面は、残留 γ が存在しないので α' 晶の結晶面で表示される。今までの報告では $\{011\}_{\alpha'}$ と $\{213\}_{\alpha'}$ がある。このような面を γ の方位で表示するためには、適当な結晶方位関係を仮定し、それをもとにして変換することになる。 $\{011\}_{\alpha'}$ 晶へき面はその平行面である $\{111\}_\gamma$ に対応する。ただしSARMAら³⁷⁾は西山の関係(N関係)を仮定すれば $\{011\}_{\alpha'}$ と $\{213\}_{\alpha'}$ の両方も等価な $\{345\}_\gamma$ 面に対応することを示し、ラスの晶へき面は $\{345\}_\gamma$ であると結論している。このようにラスの晶へき面としては、現在までに大まかには $\{111\}_\gamma$ 、 $\{557\}_\gamma$ 、 $\{345\}_\gamma$ の3通りが報告されている。ただし後者2つは $\{111\}_\gamma$ から約10°程度はなれているだけであり、いずれにせよ $\{111\}_\gamma$ 近傍にあることは確かである。ラスの長手方向は $\langle 111 \rangle_{\alpha'} (= \langle 110 \rangle_\gamma)$ であることは研究者間でほぼ一致している。なお、18-8ステンレス鋼のラスの晶へき面は $\{225\}_\gamma$ であると言われている³⁹⁾⁴¹⁾。

結晶方位関係についても、報告されている結果はTable 2に示したようにKurdjumov-Sacks (K-S) 関係からN関係まで様々である。通常、ラスの晶へき面は $\{111\}_\gamma$ 、結晶方位関係はK-S関係であると半ば常識的に言われているが、従来の報告は必ずしも一致しておらず、今後さらに詳細な研究が必要であろう。

残留 γ がない場合でも隣接する平行な(同じ晶へき面をもつ)ラス同志の相対的な方位関係を検討することにより、母相との結晶方位関係を推測することがしばしば



- variant 1 $(111)_\gamma // (011)_{\alpha'}$, $(\bar{1}10)_\gamma // (\bar{1}\bar{1}1)_{\alpha'}$
- 2 $(111)_\gamma // (011)_{\alpha'}$, $(\bar{1}10)_\gamma // (\bar{1}\bar{1}1)_{\alpha'}$
- 3 $(111)_\gamma // (011)_{\alpha'}$, $(\bar{1}01)_\gamma // (\bar{1}\bar{1}1)_{\alpha'}$
- 4 $(111)_\gamma // (011)_{\alpha'}$, $(\bar{1}01)_\gamma // (\bar{1}\bar{1}1)_{\alpha'}$
- 5 $(111)_\gamma // (011)_{\alpha'}$, $(0\bar{1}1)_\gamma // (\bar{1}\bar{1}1)_{\alpha'}$
- 6 $(111)_\gamma // (011)_{\alpha'}$, $(0\bar{1}1)_\gamma // (\bar{1}\bar{1}1)_{\alpha'}$

Combination	Relative orientation between two laths
1-2	Twin related
1-3	Twin related by 10°32' rotation about $(011)_{\alpha'}$
1-4	Same orientation by 10°32' rotation about $(011)_{\alpha'}$
1-5	Twin related by 10°32' rotation about $(011)_{\alpha'}$
1-6	Twin related by 21°04' rotation about $(011)_{\alpha'}$

Fig. 4. Relative orientation relationship between martensites of six K-S variants from common $(111)_\gamma // (011)_{\alpha'}$.

おこなわれている。K-S関係の場合、等価なパリアントが24通りあるが、このうち同じ面平行関係にある(つまり同じ晶へき面をもつ)6通りのバリエーションの α' の相対的な方位の関係をFig. 4に示す。これよりわかるように、異なる2つのバリエーションの α' がほぼ同じ方位(約10°差)になる場合(1-4の組み合わせ)や、双晶の関係になる場合(1-2の組み合わせ)、双晶の関係から10~20°ずれる場合(1-3, 1-5, 1-6)の組み合わせ

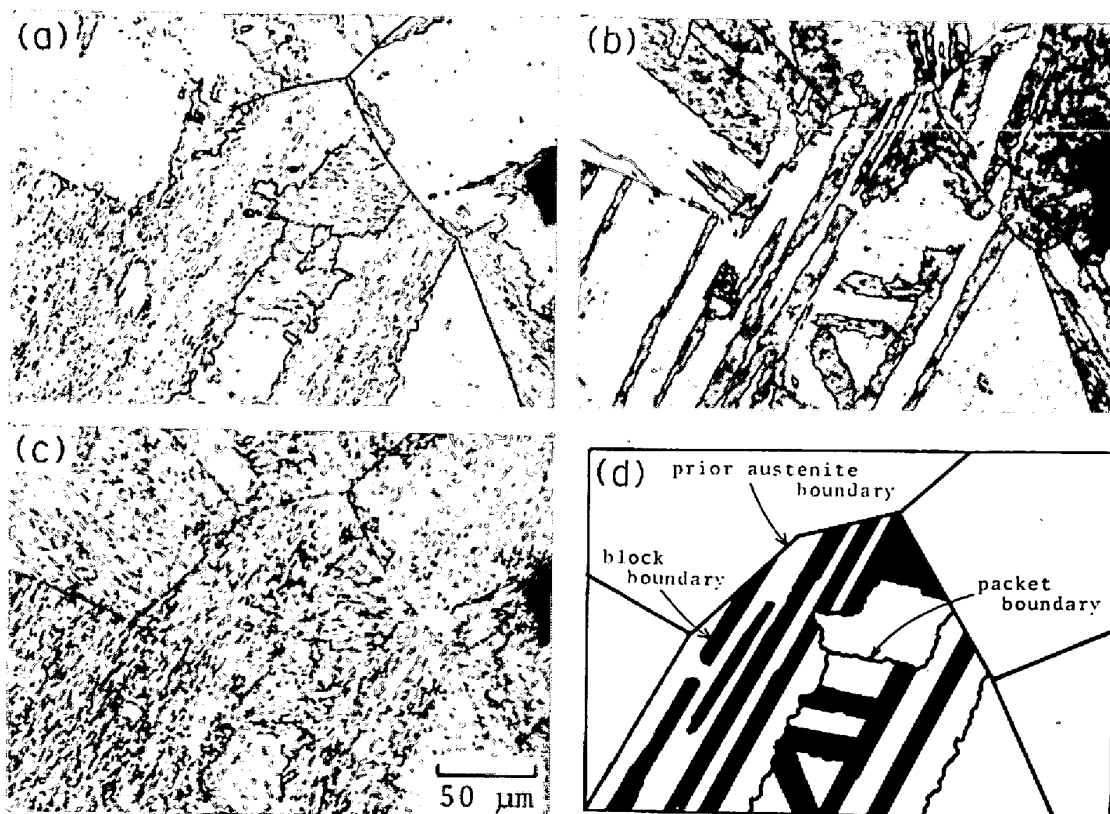
せ) などがある。実際にこのような種々な方位の組み合わせが隣接するラス間で観察されており^{7)61)63)66)~69)}, 母相と K-S 関係をもつことの間接的な証拠とみなされている。N 関係の場合は, 同じ面平行関係 ($(111)_r // (011)_{\alpha'}$) にある 3 組のパリアント ($[\bar{1}\bar{1}2]_r // [0\bar{1}1]_{\alpha'}$, $[2\bar{1}1]_r // [0\bar{1}1]_{\alpha'}$, $[1\bar{2}1]_r // [0\bar{1}1]_{\alpha'}$) の相対的な方位の関係は, いずれの組み合わせでも双晶の関係から 10.5° ずれた関係となり, 正確に双晶の関係にはなり得ない。なお, 隣接するラスが双晶の関係になっていると言っても, これは異なったパリアントの α' が同一 γ から生成し, それらが合体した結果双晶の関係になったものであり, いわゆる変形双晶とは全く関係がないことに留意せねばならない。双晶の関係にあるラス同志の界面は通常 $\{112\}_{\alpha'}$ ではなく, 当然 α' の晶へき面 ($\{011\}_{\alpha'}$ または $\{213\}_{\alpha'}$) である。

4. ラスマルテンサイトの形態

4.1 光顕組織の特徴

個々のラスは極めて細かいので光顕組織ではそのひとつひとつを明りように識別することはできない。しかし

ラスは特定の配列をするために, それらの集団からなる特徴的な領域が光顕組織として観察される。ラスの光顕組織は腐食液によってその現れ方が大きく異なる。その一例として 18Ni マルエージ鋼の場合を Photo. 1⁷⁾ に示す。これは腐食を容易にするために焼入れ後時効処理 (500°C 20 min) を施したのち, 異なる腐食液で腐食したときの同一視野での光顕組織である。腐食液の相違により全く異なった組織のように見える。それゆえ, ひとつの腐食液のみの観察ではその組織の本質が明らかにならないので注意せねばならない。このことが, 従来ラスの光顕組織に対する理解に対し混乱がみられ, その特徴が不明確であった一因であるように思われる。なお, Fe-Ni 2 元合金や焼入れままのマルエージ鋼のラスの場合, 腐食は一般に難しく, 腐食液を変えても Photo. 1 (b) のような組織 (ブロック境界のみが現れる) しか現出しない。この組織をもとにラスマルテンサイトのことをマッシュマルテンサイトと呼ぶことがある。マッシュマルテンサイトという言葉は 1970 年前後の論文で盛んに用いられていた²⁾⁸⁾²⁰⁾⁵⁹⁾⁶⁰⁾ が, マッシュ変態とまぎらわしいため, 現在ではほとんど用いられなくなった。



(a) Packets (Electrolytic etching with CrO_3 10 g + H_2O 90 cm^3)
 (b) Blocks (Etching : FeCl_3 10 g + HCl 30 cm^3 + H_2O 120 cm^3)
 (c) Martensite laths (Etchant : 20% nital)
 (d) Schematic illustration showing the morphology of lath martensite corresponding optical micrographs of (a)–(c).

Photo. 1. Optical micrographs of lath martensite taken from the same area of the specimen in 18%Ni maraging steel etched with different etchants. (Heat treatment : 1200°C 1 h \rightarrow furnace cool to R. T. \rightarrow 500°C 20 min \rightarrow water quench)

Photo. 1 に示したようなラスの特徴的な光顕組織と透過電顕による結晶学的特徴の対応が、約 10 年前に MARDER ら²⁾ (Fe-15~25%Ni) および松田ら³⁾ (低炭素鋼) によりはじめて明確に示され、ラスの光顕組織に対する理解が深まり、パケット、ブロックという概念が定着した。つまり、ひとつの旧 γ 粒は数個のパケット領域に分割される (Photo. 1 (a))。これは Photo. 1 (c) よりわかるように、平行に並んだ (つまり晶へき面が同じ $\{111\}_\gamma$ もしくはその近傍のもの) ラスの集団から成る領域と定義される。各パケットはさらにいくつかの帯状のブロック領域に分割されている (Photo. 1 (b))。ひとつのブロックは平行でかつ同じ方位のラス (母相との結晶方位関係が同じバリエーションのもの) の集団からなる。各ブロック同志は大傾角をなしており、ブロック境界はラスの晶へき面と平行、つまり $\{111\}_\gamma$ もしくはその近傍である。ただし、ひとつのブロック領域内はすべてのラスが必ず同一方位のもののみから成るのではなく、方位の異なる (例えば双晶の関係をなす) ラスがわずかではあるが混在している。松田ら³⁾ はひとつのパケット内は通常 2 組のバリエーションのみで変態しており、これらによる 2 組のほぼ平行なブロックの繰り返しからなっていることを示した。Fig. 5²²⁾ は 0.2% C 鋼および 18Ni マルエージ鋼における、ラスの光顕組織を模式図的に示したものである。両鋼種とも、本質的には同じで

あるが、ブロックの形態に差が見られる。なお、Fe-0.2% C に約 1% 程度の第 3 合金元素 (Mn, Si, Ni, Cr, Mo など) を添加しても、その様相はほとんど変化せず Fig. 5 (a) と同様である²²⁾。

上述したようなラスの光顕組織の様相は合金系や合金濃度によって変化する。例えば、大谷ら⁷¹⁾ は 0.7% C 鋼のラス組織には明りようなパケットが観察されず、低炭素鋼の場合と異なっていることを指摘している。著者ら^{22) 70) 72)} は種々な合金系について一連の研究をおこない、ラスの形態 (光顕組織) は大きく分けて 4 つのタイプが存在することを明らかにした⁷²⁾。各タイプの代表的

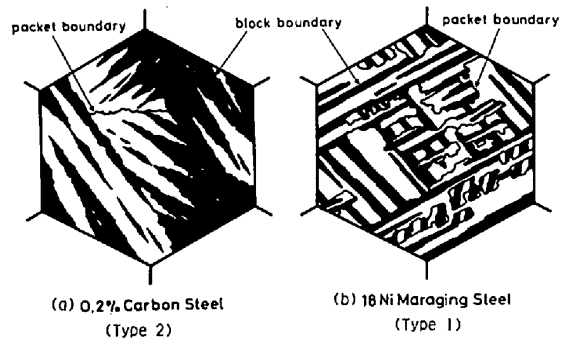
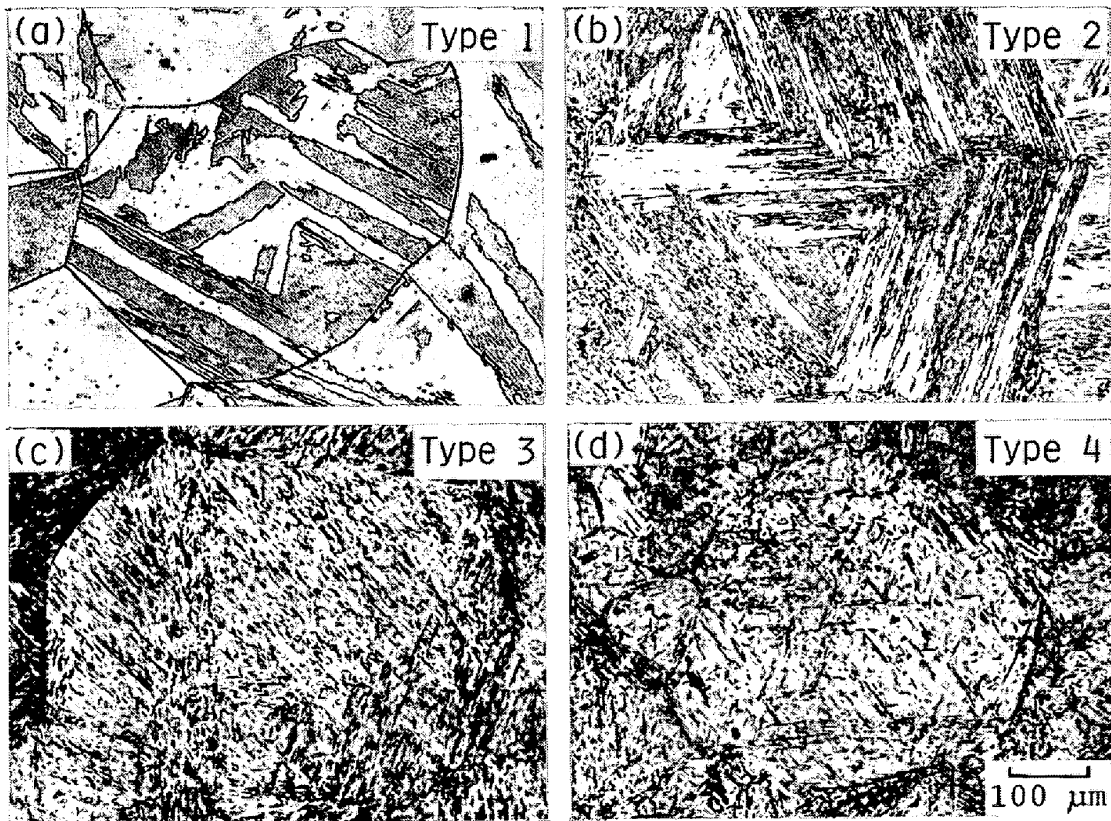


Fig. 5. Schematic illustrations showing the morphological characteristics of optical microstructure of lath martensite in 0.2% carbon steel and 18%Ni maraging steel.



(a) Fe-18%Ni (25% nital)
 (c) Fe-0.43% C (2% nital)
 (b) Fe-0.21% C (2% nital)
 (d) Fe-0.55% C (2% nital)

Photo. 2. Optical micrographs showing four types of lath martensite structure.

な例を Photo. 2 に示す。

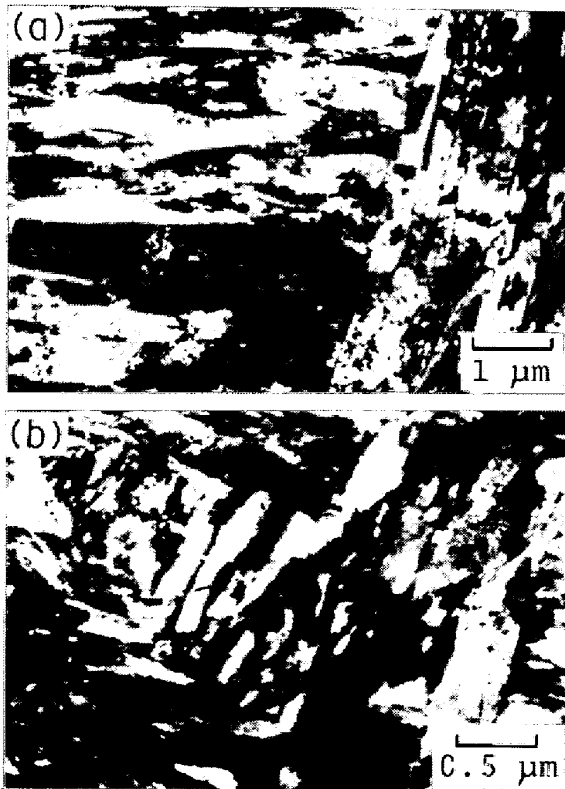
Type 1 : (Photo. 2 (a), Fig. 5 (b); Fe-18%, 24%Ni, 18Ni マルエージ鋼) パケット, ブロックともに明りように存在する. ブロック領域がよく発達しており, パケット領域をほぼ平行に貫通し, 完全に分割している.

Type 2 : Photo. 2 (b), Fig. 5 (a); Fe-10%Ni, 9%Ni 鋼, Fe-0.1~0.3%C, 0.1~0.3%C 鋼) パケット, ブロックともに明りようであるが, ブロックの発達が不十分であり, 通常くさび型を呈したり細かく分断されており, パケット領域を貫通していない.

Type 3 : (Photo. 2 (c); Fe-0.4~0.5%C, 0.4~0.5%C 鋼, Fe-15%Ni-0.24%C) パケットは存在するが, ブロックは非常に細かく分断されており, 明りようなブロック領域として認められない.

Type 4 : (Photo. 2 (d); Fe-0.55~0.8%C, 0.55~0.8%C 鋼) 方向が異なる (異なつたバリエーションの晶へき面をもつ) ラスが入り混じつて生成する傾向が強く, パケットやブロックが認められない. 局部的には平行なラスからなる微細な領域 (パケットに対応) は存在するがその境界は明りようでない.

Photo. 3 は Fe-0.2%C 合金 (Type 2) および 0.6%C 鋼 (Type 4) のラスの透過電顕組織である. 0.2%C の場合 (Photo. 3 (a)), 各ラスが平行に生成し



(a) Fe-0.21%C (Type 2)
(b) 0.6% carbon steel (Type 4)

Photo. 3. Transmission electron micrographs of lath martensite.

てひとつの大きなパケット領域を形成しており, その境界が明りようであるのに対し, 0.6%C の場合 (Photo. 3 (b)) には局部的にほぼ平行なラスからなる狭い領域は存在するが, その境界は不明りようであり, 全体的にみるとラスの方向が入り乱れている様子がよくわかる.

以上の分類のようにラスの光顕組織は必ずしも同じではなく, 例えば炭素鋼の場合, C量増加とともにブロックならびにパケット領域が消滅していく傾向がある. さらに, Fig. 5 に示したように, 共にパケット, ブロックの存在する 18Ni マルエージ鋼と低炭素鋼でも, ブロックの形態に大きな相違がある. 合金系や合金量の変化により, なぜパケットやブロックの様相が変化するのは, 今のところ明らかではない.

4.2 光顕組織におよぼす諸因子の影響

前節では, ラスの光顕組織が合金系や合金元素により変化することを述べたが他の因子の影響については, 今までほとんど系統的な研究はなかつた. ここでは著者らの主に 18Ni マルエージ鋼 (300 ksi 級) を用いた最近の研究結果を簡単に述べる.

Fig. 6²⁾ は Fe-0.2%C および 18Ni マルエージ鋼について γ 化温度を変え, γ 粒径を変化させたときのラス組織のパケット径およびブロック幅の変化を示す. 実験範囲内の γ 粒径ではラス組織の構成そのものは変化せず, いずれの粒径でも Fig. 5 に示したと同様な組織である. γ 粒径とパケット径の間には両鋼種ともほぼ直線関係が成立する. マルエージ鋼の方が全般的に Fe-0.2%C に比べてパケット径が小さいが, γ 粒径が約 60 μm 以下になるとその差はほとんど認められなくなる. 18Ni マルエージ鋼では Fig. 5 (b) に示したようにブロック組織がよく発達しており, ブロック幅は Fig. 6 のように γ 粒径増大とともに大きくなる. ただしその変化量は小さく, γ 粒径依存性が非常に小さいのが特徴である. なお, Fe-0.2%C のラスではブロックの形状が不規則なため, その幅を測定するのは困難であつた. パケット径の γ 粒径依存性については Fig. 6 と同様の結果が Fe-0.2%C⁷⁾, Fe-5%, 9%Mn¹²⁾ で報告されてい

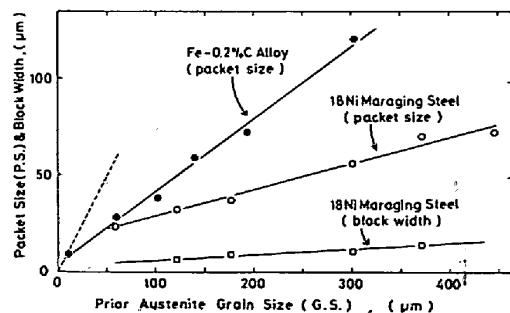


Fig. 6. Change in the packet size and block width of lath martensite with the prior austenite grain size in Fe-0.2%C alloy and 18%Ni maraging steel.

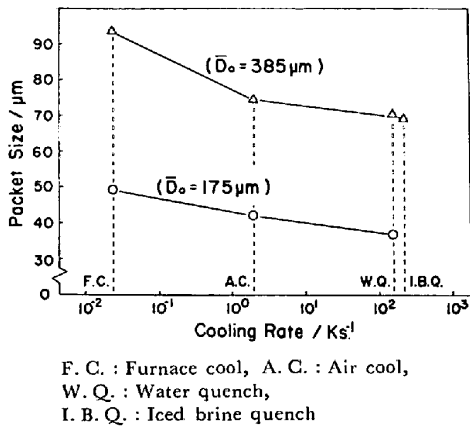


Fig. 7. Effect of cooling rate on the packet size of lath martensite in 18%Ni maraging steel. (\bar{D}_0 : prior austenite grain size)

る。ただし、 γ 粒径が極めて微細になった場合 (例えば $10 \mu\text{m}$ 以下) にはたして明りよなパケットやブロックが存在するのかは明らかでない。

Fig. 7⁷⁰⁾ は 18Ni マルエージ鋼のパケット径と冷却速度の関係を示す。同じ γ 粒径でも冷却速度が大きくなるにつれてパケット径およびブロック幅が減少し、組織が微細になる傾向が見出された。従来、実際の焼入れに際しては焼割れを防止し、焼入れ変形を最小にするために不必要な急冷をさけ、許される範囲内 (臨界冷却速度以上) での徐冷が採用されていたが、Fig. 7 のように冷却速度の増大により組織が微細化することを考えると、焼入れ変形や割れの発生のおこりにくい対称性のよい形状のものを焼入れする場合には、冷却速度をなるべく大きくする方が、組織の微細化つまり強靱性向上という観点からは好ましいと思われる。

オースフォームは鋼の強靱化法として極めて有効な加工熱処理法であり、その強靱化機構に関しては種々な議論がなされているが⁷⁴⁾、オースフォームによつてラス組織がどのように変化するかという点に着目しておこなわれた研究はほとんどない。18Ni マルエージ鋼を用いた研究⁷⁵⁾によると、Fig. 8 に示すようにオースフォーム (500°C で引張変形) の加工度が増すにつれてパケット径が大きくなるのが明らかになった。これは γ の変形時の優先すべり面に沿つた限られた晶へき面をもつラスが生成しやすくなる結果、その集合体であるパケットが大きくなったものと考えられる。一方、オースフォームの加工度が増すにつれて、ブロックは微細化する傾向が認められた。ただしマルエージ鋼でみられたこのような傾向が、炭素鋼などでも同様に認められるかどうかは今のところ明らかではない。

5. ラスマルテンサイトの内部微視組織

5.1 ラスの配列とラスの大きさ

方位の限られたラスが平行に集団となつて生成するた

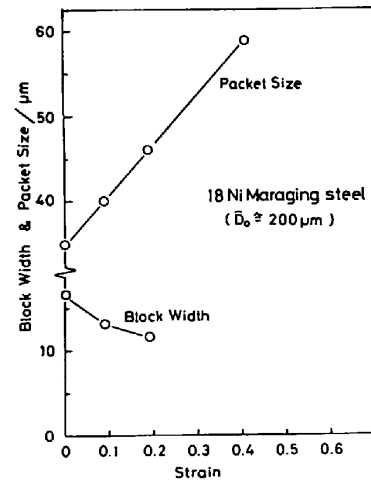


Fig. 8. Effect of ausforming (tensile deformed at 500°C) on the packet size and block width of lath martensite in 18%Ni maraging steel. (Strain was calculated from the reduction of area.)

め、それらが光顕組織でパケットやブロックという特徴的な領域を形成することはすでに述べた。Photo. 3 (a) のような平行なラスをいくつか含む領域からの制限視野回折像には、ひと組のパターンのみが見られることが多く、このことはこれらのラスがほぼ同じ方位のものであることを示している。ときどき 2 組のパターンの重なつた回折像が得られるが、この組み合わせは 3.2 節で述べた K-S 関係のバリエーションの組み合わせで一応説明ができる。特に $\langle 111 \rangle_{\alpha'}$ と $\langle 001 \rangle_{\alpha'}$ の組み合わせつた回折像がしばしば観察される³⁾³⁰⁾⁶¹⁾⁶⁴⁾⁶⁶⁾⁷⁶⁾。この組み合わせは K-S 関係において $10\sim 20^\circ$ 双晶からずれた関係のバリエーションの組み合わせに対応する。しかし Rao⁶⁴⁾ は後述するラス境界に残留する薄い γ フィルムを利用し、ラスの結晶方位関係を電子線回折より求め、ひとつのパケット内で K-S 関係と N 関係をもつラス (共に同じ面平行関係 $(011)_{\alpha'} // (111)_{\gamma}$ で、同じ晶へき面をもつ) が交互に生成すると結論し、このように考えると、ひとつの γ から $[\bar{1}\bar{1}1]_{\alpha'} // [\bar{1}10]_{\gamma}$ (K-S 関係) と $[100]_{\alpha'} // [\bar{1}10]_{\gamma}$ (N 関係) のラス同志が接し、 $[\bar{1}\bar{1}1]_{\alpha'}$ と $[100]_{\alpha'}$ の組み合わせがひんばんに観察されることがうまく説明できると述べている。

Photo. 3 のように各ラスは非常に細かい。透過電顕によりラスの大きさ (厚さ) を測定した例として、0.2% C 鋼⁷⁷⁾ および 18Ni マルエージ鋼⁷⁸⁾ の結果を Fig. 9 に示す。0.2% C 鋼の場合ラスは約 $0.15\sim 0.20 \mu\text{m}$ のものが最も多く、その近傍できわだつた分布のピークを示す。Krauss ら⁵⁹⁾⁶⁶⁾⁷³⁾⁷⁹⁾ も Fe-0.2% C 合金で同様に約 $0.15 \mu\text{m}$ のラスが最も多いことを示している。一方、18Ni マルエージ鋼の場合 $0.20\sim 0.25 \mu\text{m}$ 近傍のラスが最も多いが、分布はなだらかで比較的大きな

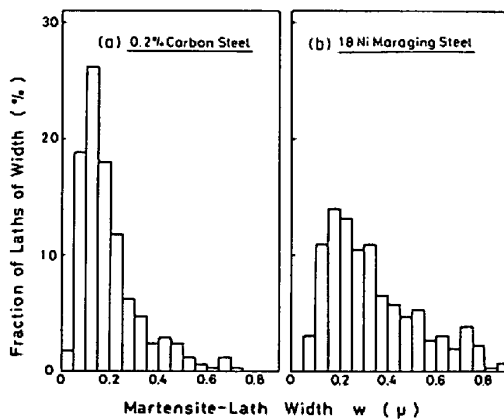


Fig. 9. Histogram showing the distribution of lath widths in 0.2% carbon steel and 18%Ni maraging steel.

ラスも多く観察される. OWEN ら⁸⁾は Fe-15%Ni 合金で約 0.5 μm 前後のラスが最も多いと報告している. ROBERTS¹²⁾による Fe-5%, 9%Mn 合金のラスの結果は, とともに約 0.3 μm 前後のラスが最も多く, その分布は Fig. 9 (b) のマルエージ鋼と似ている. WAKASA ら⁵⁷⁾は Fe-20%Ni-5%Mn のラスの大きさは約 0.3 μm であると報告している. このような報告からみて, Cを含む鋼の方がラスが小さくなる傾向があるように思われる. また, ラスの大きさおよびその分布の形は γ 化温度 (つまり旧 γ 粒径) によつてほとんど変化しない¹²⁾⁷³⁾⁷⁸⁾.

5.2 転位組織と転位密度

ラス内には Photo. 4⁷⁸⁾に示すように高密度のからみあつたまたはセル状の転位が存在する. 転位密度については, 高密度であるための実験的困難さから研究はあまり見あたらない. その中で KELLY ら⁸⁰⁾⁸¹⁾の研究は, 0.1%C 以下の範囲ではあるが Fe-C ラスの転位密度と C量の関係を研究したほとんど唯一の報告であろう. 透過電顕組織より測定した彼らの結果によると Fig. 10 に示すように, 転位密度は Fe-0.01%C で $5 \times 10^{10} \text{cm}^{-2}$,

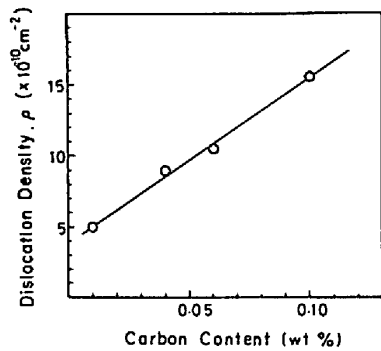


Fig. 10. Effect of carbon content on the dislocation density of lath martensite in Fe-C alloys⁸⁰⁾.

Fe-0.1%C で $1.5 \times 10^{11} \text{cm}^{-2}$ と C量増加とともにほぼ直線的に増加している. ただし, 0.1%C 以上でも直線的に増加していくのかどうかは明らかでない. その他の例として, SPEICH⁸²⁾は電気抵抗測定により Fe-0.02~0.2%C ラスの転位密度は約 $3 \sim 9 \times 10^{11} \text{cm}^{-2}$ であると報告しているが, 特に C量の影響については述べていない. NORSTRÖM⁸³⁾は透過電顕観察より Fe-5%Ni-0.06~0.08%C ラスの転位密度は $6 \sim 9 \times 10^{10} \text{cm}^{-2}$ であるとしている. このように報告されている値は $10^{10} \sim 10^{11} \text{cm}^{-2}$ あたりでかなりばらついている. 今後, 実験的な難しさはあるが, より信頼できる精度のよい測定により, 転位密度の合金系や合金元素による変化を明らかにすることは, 機械的性質や変態機構を知るうえにも必要であろう.

ラス内の転位は Photo. 4 に示したように複雑にからみ合つたりセル状を呈している. 一方, レンズの転位組織は Photo. 5⁶⁴⁾ (Fe-33%Ni) に示すように直線的であり, 通常 2~3 方向に平行な転位が観察される*. これらはいずれも $\langle 111 \rangle_{\alpha'}$ 方向に平行であり, ラセン転位で

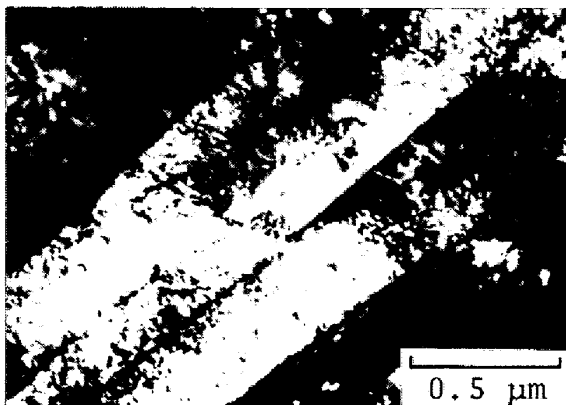


Photo. 4. Dislocation structure of lath martensite in 18%Ni maraging steel. (Transmission electron micrograph)

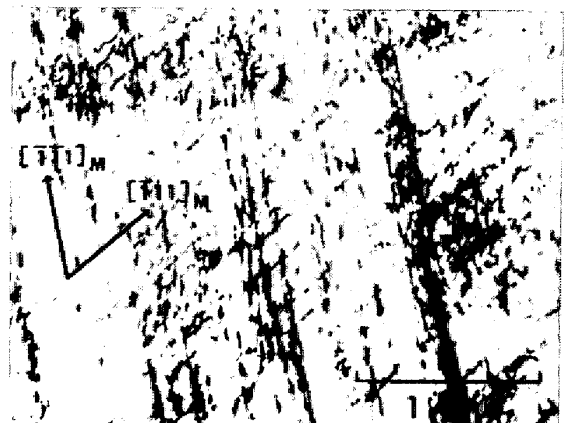


Photo. 5. Dislocation structure of lenticular martensite in Fe-33%Ni alloy. (Transmission electron micrograph)

* レンズマルテンサイトの場合, 中央部にミドリブがあり, その近傍に変態双晶が密に存在しているが, マルテンサイト晶の外周部は転位のみが存在し, 変態双晶のない領域である. Photo. 5 は変態双晶の存在しない領域の透過電顕組織である.

あることが知られている⁹⁾。このように同じ α' でありながら、ラスとレンズで転位組織が大きく異なる理由は今のところ明らかでない。Photo. 4 と 5 を比較すれば分かるように、ラスの方がレンズに比べて転位密度が一般に高いように思われる。Photo. 5 の Fe-33%Ni レンズの場合でも変態前に母相 γ を加工（オースフォーム）しておく、それから生成したレンズ内に γ 中のからみ合ったまたはセル状の転位が受け継がれ、その転位組織はラスの場合と極めて類似したものになる⁸⁴⁾。それゆえ、ラス内の転位の少なくとも一部は、 α' の生成によりその周囲の γ が著しく変形をうけそのために生成した γ 中の転位が α' に受け継がれた可能性が大きいと考えられる。ちなみに、ラスの方がレンズよりも変態により蓄えられた stored energy が大きいことが報告されており⁸⁵⁾⁸⁶⁾、この理由のひとつとしてラスの方が転位密度が大きいことが関与しているものと思われる。

ラスの内部組織は高密度の転位が存在し、一見強加工された材料の内部組織と似ている。しかし著者ら⁸⁷⁾は 0.2%C 鋼を用いてラスの再結晶挙動を研究した結果、焼入れたままのラスを A_1 点直下の温度に焼もどしても、再結晶はほとんどおこらないこと、さらに焼入後冷間圧延をおこなうと容易に再結晶することを明らかにした。このことは、 α' 変態の場合、高密度の転位が導入されても、再結晶の核生成に必要な局所的な結晶方位の回転（格子のわん曲）がないために、加工材に比べて再結晶がおこりにくいものと考えられる。さらに、 α' 変態による転位と加工による転位とはその性格が異なり、そのために α' 変態により導入された転位は再結晶のための駆動力となりうるほどの stored energy を与えていないという可能性も考えられる。

5.3 変態双晶

ラスの内部にはときどき $\{112\}$ 変態双晶が観察される。しかし、これらは局部的に存在するものでありその量は多くなく主要な格子欠陥ではない。このような変態双晶は 0.1~0.2%C という低炭素鋼においても認められ、その量は C, Cr, Mn 量の増加とともに多くなることが知られている⁵⁾⁷⁶⁾⁸⁸⁾。また γ 化温度が低くなるほど変態双晶が多くなるという報告もある⁸⁹⁾。ただし、例えば 18Ni マルエージ鋼などのように、C 量の極めて少ない鋼では変態双晶はほとんど観察されず、ラス中の局所的な変態双晶の出現にはある程度の C の存在が必須の条件のようである。Ms 点そのものはラスの変態双晶の出現を支配する重要な因子ではなさそうである。しかし、レンズの場合は Ms 点が低いほど変態双晶の量が多くなるという明りような傾向が認められている⁹⁾³¹⁾。

5.4 ラス境界でのフィルム状残留オーステナイト

炭素鋼のラスは Ms 点が高く、室温ではほぼ完全に変態が完了しており、残留 γ はほとんど存在しないと考えられていた。Fe-C 合金において、残留 γ 量と C 量との

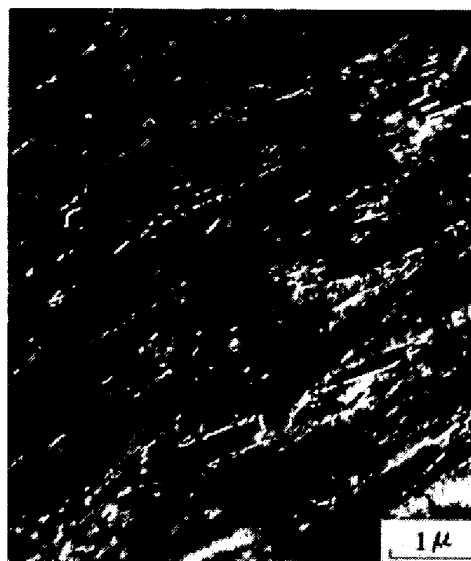


Photo. 6. Transmission electron micrograph (dark field image) of AISI 4340 steel, showing retained austenite film between laths⁹⁰⁾.

関係を X 線により測定した結果によれば、レンズの生成する高炭素鋼では残留 γ は多いが、0.6%C で約 5% であり、それより低炭素になると X 線ではほとんど検出されない程少ない。ところが 1973 年、THOMAS ら⁵⁾は詳細な透過電顕観察と暗視野法により、Fe-12~4%Cr-0.2~0.35%C 合金において平行に並んだラス間の境界に、残留 γ が非常に薄いフィルム状に存在していることを初めて見出した。このような残留 γ はその後 AISI 4340 鋼 (Ni-Cr-Mo 鋼) およびこれに Si を多く添加した 300M 鋼において見出され、機械的性質とくに靱性との関係で議論されている^{90)~98)}。4340 鋼の焼入れ状態でのラス境界に存在する残留 γ フィルムの例を Photo. 6⁹⁰⁾に示す。残留 γ の厚さは約 100~200 Å と非常に薄いため、透過電顕の明視野像では認めにくく、電子線回折像においても残留 γ による回折スポットは非常に弱いため、今までその存在が見すごされていたものであろう。低炭素鋼ラスで微量 (2~4%) の残留 γ が存在することが、最近メスバウワースペクトルによっても確認されている⁹⁷⁾。

このラス間の残留 γ に関しては、THOMAS ら⁵⁾⁶⁸⁾⁹⁹⁾¹⁰⁰⁾が Fe-約 4%Cr-0.3~0.5%C 合金を中心に、BHADESHIA ら⁶⁹⁾¹⁰¹⁾は Fe-0.2~0.4%C-X (X: 2~4%Mo, 1.1%V, 3%Mn) 合金について一連の研究をおこなっている。BHADESHIA ら⁶⁹⁾は Fe-2%Si-0.31%C では残留 γ フィルムが観察されないと報告している。しかし 4340 鋼と 300M 鋼を比較すると、Si の多い後の方が残留 γ 量は多いという報告もある⁹³⁾。また、THOMAS ら⁶⁸⁾⁹⁹⁾は Fe-2%Mo-0.4%C では残留 γ フィルムは生成しないと主張しているが、BHADESHIA ら⁶⁹⁾¹⁰¹⁾は Fe-2~4%Mo-0.43%C でその存在を認めている。このように残

留 γ フィルム⁹⁰⁾の生成におよぼす合金元素の影響にはいまだ不明確な点が多い。しかし、鉄系置換型合金 (Fe-Ni など) やマルエージ鋼などで観察されたという報告は見あたらず、Cの存在が残留 γ フィルム生成のための必要条件であることは確かなようである。ただし、Fe-C 2元合金で残留 γ フィルムの存在を示した報告がないのが不思議であり、第3合金元素の添加が必要かどうかは今のところ明らかでない。 γ 化温度が高いほど残留 γ フィルムが多くなるという報告がある⁹⁰⁾⁹⁹⁾。これは、高温ほど γ 化処理により未溶解炭化物などが少なくなり、母相 γ のC量や合金元素が多くなるためであろう。

残留 γ フィルムが生成する原因としては、ひとつのラスが生成するとその周囲の γ が変態ひずみにより著しく変形をうけるため、その後の変態がおこりにくくなるという γ の加工安定化説⁶⁸⁾⁶⁹⁾、 α' 生成にともない周囲の γ のC濃度が増加し、 γ が安定になるという化学安定化説⁶⁸⁾の2つが提唱されている。これらの残留 γ フィルムは、液体窒素にサブゼロ処理しても α' 変態がおこらず非常に安定である⁹⁰⁾¹⁰¹⁾。残留 γ フィルムの形成は、隣接するラス間の相対的方位関係によっても左右されるようである。つまり、双晶もしくはそれに近い関係をなすラス同志の境界には残留 γ が観察されず、ほぼ同じ方位のラスの組み合わせのときにその境界に残留 γ が存在する⁶⁸⁾⁶⁹⁾。これは双晶関係をなすラスは互いに変態ひずみをかみ合わせる作用をもち、周囲の γ があまり変形をうけないために加工安定化がおこらず、 γ が残留しないのであろう。

このようなラス間に残留 γ が存在しているという事実は、ラスの生成過程についての間接的情報を与える。従来、高温光学顕微鏡を用い冷却中の変態進行過程を連続的に観察することにより、あたかも石垣を積むかのように既存のラスに接して次々と新しいラスが生成し (side-by-side nucleation)、平行なラスの集団からなる領域の界面が母相内を前進して変態量が増していくのが主要な生成機構であると考えられていた²⁾¹⁴⁾⁵⁹⁾。しかし、これらは低倍率で表面起伏の変化を観察した結果からの結論であり、必ずしも非常に細かいラスの生成過程を忠実に追跡していたとは言い難い。ラス間の境界に残留 γ が存在しているということは、このような side-by-side nucleation では説明が難しく、むしろラスはそれぞれが離れて別個に核生成しそれらが成長、合体することによって平行なラスの集団が形成されることが得ない⁹⁹⁾。著者ら⁷²⁾は、 γ 化温度より $M_s \sim M_f$ の種々の温度に焼入れして、部分的に α' を生成させたのち、直ちにより高温の適当な温度に加熱してこれらを焼もどしたのち、再び急冷するといういわゆる Greninger 熱処理法をおこなうと、 $M_s \sim M_f$ 間で生成した α' のみが容易に黒く腐食されて、顕微鏡で識別できるという方法を採用して生成過程を研究した結果、ラスの生成過程は

side-by-side nucleation ではなく、主として個々のラスが別個に生成し、それらの間を次々と新しいラスがうめていくことを明確に示した。

6. 内部微視組織、形態と機械的性質の関係

6.1 内部微視組織と強度、靱性

ラスの内部微視組織は高密度の転位からなるが、合金組成により局部的ではあるが変態双晶が混在している場合がある。それゆえラスの機械的性質に対し変態双晶がどのような作用をおよぼすかがしばしば問題になる。この点を明らかにしようとする研究として、変態双晶を多く含むレンズと変態双晶をほとんど含まないラスの強度、靱性を比較した研究が参考になるであろう。KELLY ら¹⁰²⁾は種々な Fe-C および Fe-Ni-C 合金を用い、 α' の強度のC量依存性を研究し、Fig. 11 のように同じC量ならばレンズの方がラスより強度が大きいことを示し、変態双晶がすべり変形の抵抗となり、強化作用をもつことを主張している。同様な傾向は OWEN ら¹⁰³⁾によっても報告されている。一方、YOKOTA ら¹⁰⁴⁾はラスとレンズの靱性を比較して研究した。彼らは Fe-24Ni (ラス)、Fe-32Ni (レンズ) を用いて γ 粒径を変化させることにより、強度を変化させ靱性を測定した結果、シャルピー吸収エネルギー、 K_{IC} 共に同一強度レベルで比較すればラスの方がレンズより優れていることを示し、その原因としてラスの組織のち密さ、および変態双晶がないことを理由としてあげている。つまり変態双晶の存在はすべり変形をおこす場合は靱性に悪影響をおよぼすわけである¹⁰⁵⁾。

MACEE ら⁵⁵⁾は α' の変形様式 (すべりか双晶変形か) と tetragonality とが密接な関係にあり、室温加工で bcc 構造の α' (ラスおよびCを含まないレンズ) ではすべり変形がおこるのに対し、bct 構造の α' (約 0.25% C 以上のCを含むレンズ) では比較的容易に双晶変形をおこすことを明らかにした。田村ら¹⁰⁶⁾はそれより以

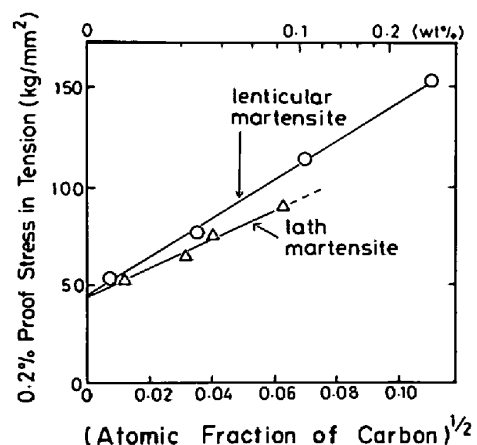


Fig. 11. Effect of carbon content on the 0.2% proof stress of lath martensite and lenticular martensite¹⁰²⁾.

前に, $bct \alpha'$ が双晶変形する場合の変形前後の α' 格子中の C 原子位置の変化について考察し, 双晶面 $\{112\}$ の hkl の l 指数が 2 または -2 の面, すなわち (112) , $(1\bar{1}2)$ などで双晶変形がおこる場合には変形後も C 位置は正規の 8 面体の位置になるが, それ以外の面で双晶変形がおこると変形後の C 位置は不安定な位置 (xeno-hedral site) となることを指摘し, 双晶変形がある特定の優先面でおこりやすいことを提唱した. MAGEE ら⁵⁵⁾ はこの田村らの考えをもとにして, $bcc \alpha'$ (ラス) において双晶変形をおこすための臨界せん断応力が, $bct \alpha'$ の場合よりも大きくなり, 実質上変形双晶がおこりにくいことを説明している. 双晶変形がおこる場合, その交叉部などが破壊の起点となり破壊がおこりやすく, 靱性向上のためにはすべり変形がおこる方が好ましい.

以上の結果から考えて, ラス内に変態双晶が混在すると靱性には悪影響をおよぼすであろう. THOMAS ら⁷⁶⁾⁸⁸⁾ は高靱性を確保するためにはラス内の変態双晶をできるだけ少なくするべきであるということを, 強靱鋼の合金設計のひとつの重要な要因としている. そのためには C 量は約 0.3% C 以下が望ましく, Cr や Mn などの合金元素もなるべく少ない方がよい.

6.2 光顕組織の構成単位 (パケット, ブロック) と強度, 靱性の関係

従来からラスの強度, 靱性を支配する組織学的要因としては, 旧 γ 粒径が主としてとり上げられ, これが微細であるほど強度, 靱性ともに優れていることはよく知られていた. しかしラスの光顕組織は複雑であり, 旧 γ 粒が変態後もいわゆる Hall-Petch の関係を支配するような基本的単位であるとは考え難い. 松田ら⁸⁾⁴⁾⁶³⁾ は低合金高張力鋼をもちいて, 脆性破面単位と組織構成単位が密接に関連していることを明らかにし, ラスの靱性を支配する“有効結晶粒”という概念を導入した. 同様な考え方は大谷ら^{71)107)~109)} によつても系統的に研究, 展開され, その後ラスの強度, 靱性とパケット, ブロックとの関係を明確にしようとする研究が盛んになってきた^{12)73)79)83)110)~114)}. このような研究では, ラスの強靱性を支配する基本的組織単位として, 大部分の報告はパケットであるとしているが, ブロックであるという報告もありやや混乱しているようである. この点に関して著者らは次のように考えている. 結晶学的観点からみれば, ほぼ同じ方位のラスの集団からなるブロックが, 隣のブロックと大傾角境界をなすので, 各ブロック領域がひとつの有効結晶粒に対応する領域であり, これが変形や破壊の抵抗となる最小の組織単位となるべきである. しかし, 強調すべきことは, ブロック領域の様相が合金系, 合金元素量などにより大きく変化することである. 例えば Fig. 5 に示したように, 18Ni マルエージ鋼の場合はブロックがよく発達しているのに対し, 0.2% C などの低炭素鋼ではブロックの発達が不十分であり, 通

常くさび型を呈するかもしくは細かく分断されていて不明りようである. それゆえ, 低炭素鋼の場合にはブロック領域は変形や破壊の抵抗としてある程度作用するが, これらを支配する基本的組織単位になるとは考え難く, むしろ有効結晶粒に対応するのはパケットであると考えの方が妥当である. これに対し, マルエージ鋼の場合は, パケットをほぼ完全に貫通し分割しているブロックが有効結晶粒に対応する. つまりマルエージ鋼の方が有効結晶粒に対応する組織単位が低炭素鋼よりも著しく小さい. この点がマルエージ鋼の優れた強靱性の一因になっていると思われる. このような有効結晶粒に対応するブロックやパケットが小さいほど強靱性に富むわけであるが, その大きさは Fig. 6 に示したように旧 γ 粒径が小さくなるほどほぼ直線的に小さくなる. それゆえ強度や靱性の変化を従来のように旧 γ 粒径の変化で整理しても, 見かけ上は直線関係としてうまく説明できるわけである. なお, ラスは焼もどし処理を施しても再結晶はほとんどおこらず, ブロックやパケットの様相は変わらないので⁸⁷⁾, 上述のような有効結晶粒という考え方は焼入れ焼もどしをおこなう調質鋼についても同様にあてはまる.

6.3 残留オーステナイトフィルムと機械的性質の関連

ラス境界に薄いフィルム状の残留 γ が存在することが見出されて以来, この残留 γ が機械的性質にどのように影響するかが興味ある問題点として注目を浴びている. 例えば, LAI ら⁹⁰⁾ は AISI 4340 鋼において γ 化温度を 870°C と 1200°C にしたときの焼入れ状態のラスの機械的性質を比較した結果, γ 化温度が高い方が K_{IC} が優れていること, および残留 γ フィルムが多く存在していることを見出し, 残留 γ フィルムはクラックの進展の抵抗になり, 破壊靱性値 K_{IC} を上昇させる作用があると結論した. しかし, シャルピー吸収エネルギーは高温 γ 化処理の方が通常悪く, K_{IC} の傾向と逆になっている⁹⁰⁾⁹¹⁾⁹⁴⁾. 高温 γ 化処理ほど K_{IC} が上昇する原因として, 残留 γ フィルムが有効に作用するという説⁹⁰⁾¹¹⁵⁾ に対し, 例えば高温 γ 化処理ほど未溶解炭化物などが減少するためなど, 別な原因であると主張する立場もある⁹¹⁾⁹²⁾⁹⁴⁾⁹⁵⁾. 9%Ni 鋼などで焼入れ後 $\alpha + \gamma$ 2 相領域に再加熱すると, C, Ni, Mn などを濃縮した安定な γ がラス間の境界に微細に析出し, このような析出によつて生成する残留 γ は, 低温靱性向上に極めて有効に作用することはすでによく知られている. これと同じ考え方をそのまま焼入れ状態で存在している残留 γ フィルムにも適用してよいかどうかは問題である. なぜなら, 残留 γ フィルムの分布状態, 量, 厚さ, 安定度などは, 9%Ni 鋼の再加熱時の析出による残留 γ とは異なっているからである. 残留 γ フィルムは靱性向上に常に有効であると過大評価すべきではなからう. 今後, より詳細な研究が必要である.

残留 γ フィルムと機械的性質のかかわり合いで最近盛んに議論されているもうひとつの点として低温焼もどし脆性の問題がある。焼入れ状態で存在している残留 γ フィルムは焼もどし処理により約 300°C 前後でフェライトとセメンタイトに分解し、その結果ラス境界に沿ってセメンタイトがフィルム状に形成されることになる^{96)~99)101)}。従来、 α' の低温焼もどし時におこるいわゆる 500°F 脆性の原因として ϵ 炭化物 \rightarrow セメンタイトの遷移によるものと一般に考えられていたが、残留 γ フィルムの分解によるラス境界でのセメンタイト生成がその主因であると主張する報告が多くなされている⁹⁶⁾⁹⁸⁾⁹⁹⁾¹⁰⁶⁾。ただしこれに対する反論もあり¹⁰⁾、いまだ確定的とは言えない。

7. おわりに

著者らは 1974 年に鉄系 α' の形態と内部組織に関する解説¹⁾を書いた。その時に、ラスは実用的に最も重要な組織であるにもかかわらず、また種々な機械的性質や焼もどし挙動などの研究は非常に多くなされているにもかかわらず、その基となるラスそのものの系統的な研究が極めて少なく不明な点が多く残されていることを痛感した。それ以降、ラスの光顕組織構成の解明や残留 γ フィルムの発見など、我々のラス α' に対する情報はかなり増え、ラス組織に関する研究が活発になつてきたが、ラス組織におよぼす因子は多くて複雑であり、相反する結果や見解もしばしばみられる。ラスはまだ未開の分野であると言つても過言ではなく、今後さらにラス変態や組織の本質を解明するために、地道な系統的な研究が必要であると思われる。

文 献

- 1) 牧 正志, 田村今男: 日本金属学会会報, 13 (1974), p. 329
- 2) J. M. MARDER, and A. R. MARDER: Trans. ASM, 62 (1969), p. 1
- 3) 松田昭一, 井上 泰, 三村 宏, 岡村義弘: Proc. of Int. Sympo. on Toward Improved Ductility and Toughness, Kyoto (1971), p. 47
- 4) T. INOUE, S. MATSUDA, Y. OKAMURA, and K. AOKI: Trans. JIM, 11 (1970), p. 36
- 5) J. A. McMAHON and G. THOMAS: Proc. of 3rd Conf. on Strength of Metals and Alloys, Cambridge, London, 1 (1973), p. 180
- 6) 竹内 栄, 本間敏夫, 鈴木秀次: 日本金属学会誌, 21 (1957), p. 51
- 7) C. R. SPEICH and P. R. SWANN: JISI, 203 (1965), p. 480
- 8) W. S. OWEN, E. A. WILSON, and T. BELL: High Strength Materials. ed. by V. F. ZACKAY, (1965), p. 167 [J. Wiley & Sons, New York]
- 9) R. L. PATTERSON and C. M. WAYMAN: Acta Met., 14 (1966), p. 347
- 10) C. H. WHITE and R. W. K. HONEYCOMBE: JISI, 200 (1962), p. 457
- 11) H. SCHUMANN: Arch. Eisenhüttenw., 38 (1967), p. 647, 40 (1969), p. 1027
- 12) M. J. ROBERTS: Met. Trans., 1 (1970), p. 3287
- 13) A. HOLDEN, J. D. BOLTON, and E. R. PETTY: JISI, 209 (1971), p. 721
- 14) G. KRAUSS and A. R. MARDER: Met. Trans., 2 (1971), p. 2343
- 15) 唯木次男, 清水謙一: 日本金属学会誌, 34 (1970), p. 77
- 16) M. UMEMOTO and C. M. WAYMAN: Acta Met., 26 (1978), p. 1529
- 17) J. G. PARR: JISI, 205 (1967), p. 426
- 18) A. H. GRENINGER and A. R. TROIANO: Trans. AIME, 140 (1940), p. 307
- 19) K. J. IRVINE, F. B. PICKERING, and J. GARSTONE: JISI, 196 (1960), p. 66
- 20) A. R. MARDER and G. KRAUSS: Trans. ASM, 60 (1967), p. 651
- 21) M. OKA and C. M. WAYMAN: Trans. AIME, 242 (1968), p. 337
- 22) 牧 正志, 津崎兼彰, 田村今男: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 515, Trans. ISIJ, 20 (1980), p. 207
- 23) 今井勇之進, 泉山昌夫, 土屋正行: 日本金属学会誌, 29 (1965), p. 1047
- 24) T. BELL and W. S. OWEN: JISI, 205 (1967), p. 428
- 25) M. G. A. BISWAS and I. COOD: JISI, 206 (1968), p. 496
- 26) J. A. LUND and A. M. LAWSON: Trans. AIME, 236 (1966), p. 581
- 27) E. A. WILSON: JISI, 206 (1968), p. 164
- 28) M. FUENTES, J. G. SEVILLANO, J. J. URCOLA, and J. C. ZUBILLAGA: Mat. Sci. and Eng., 43 (1980), p. 109
- 29) J. S. PASCOVER and S. V. RADCLIFFE: Trans. AIME, 242 (1968), p. 673
- 30) T. MAKI, S. SHIMOOKA, and I. TAMURA: Met. Trans., 2 (1971), p. 2944
- 31) 牧 正志, 下岡貞正, 梅本 実, 田村今男: 日本金属学会誌, 35 (1971), p. 1073
- 32) R. B. YEO: Trans. AIME, 227 (1963), p. 884
- 33) 梅本 実, 渡井康之, 田村今男: 日本金属学会誌, 44 (1980), p. 453
- 34) R. K. RAY and A. K. SEAL: Met. Trans., 8A (1977), p. 793
- 35) K. WAKASA, C. M. WAYMAN, H. KUBO, and K. SHIMIZU: Scripta Met., 14 (1980), p. 261
- 36) R. G. DAVIES and C. L. MAGEE: Met. Trans., 2 (1971), p. 1939
- 37) D. S. SARMA, J. A. WHITEMAN, and J. H. WOODHEAD: Metal Sci., 10 (1976), p. 391
- 38) H. M. OTTE: Acta Met., 5 (1957), p. 614

- 39) R. P. REED: *Acta Met.*, 10 (1962), p. 865
- 40) 西山善次, 清水謙一, 盛川士郎: 日本金属学会誌, 27 (1963), p. 497
- 41) J. BREEDIS and W. D. ROBERTSON: *Acta Met.*, 10 (1962), p. 1077, 11 (1963), p. 547
- 42) J. DASH and H. M. OTTE: *Acta Met.*, 11 (1963), p. 1169
- 43) J. F. BREEDIS: *Trans. AIME*, 230 (1964), p. 1583
- 44) 肥後矢吉, 森 勉, 中村正久: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 2561
- 45) 上田修三, 藤田広志: 日本金属学会誌, 41 (1977), p. 1007
- 46) 荒木 透, 柴田浩司, 和田仁: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 647
- 47) 西山善次: 「マルテンサイト変態」基礎編 (1971) [丸善]
- 48) 本多光太郎, 西山善次: 金属の研究, 10 (1933), p. 1
- 49) G. HÄGG: *JISI*, 130 (1934), p. 439
- 50) F. E. WERNER, B. L. AVERBACH, and M. COHE: *Trans. ASM*, 49 (1957), p. 823
- 51) G. V. KURDJUMOV: *JISI*, 195 (1960), p. 26
- 52) C. S. ROBERTS: *Trans. AIME*, 197 (1953), p. 203
- 53) P. G. WINCHELL and M. COHEN: *Trans. ASM*, 55 (1962), p. 347
- 54) C. ZENER: *Trans. AIME*, 167 (1946), p. 550
- 55) C. L. MAGEE and R. G. DAVIES: *Acta Met.*, 19 (1971), p. 345
- 56) V. I. IZOTOV: *Phys. Met. Metallog.*, 34 (1972) 1, p. 112
- 57) K. WAKASA and C. M. WAYMAN: *Proc. of 3rd Int. Conf. on Martensitic Transformations (ICOMAT-79)*, Boston (1979), p. 34
- 58) R. G. BRYANS, T. BELL, and V. M. THOMAS: *The Mechanism of Phase Transformations in Crystalline Solids*, Monograph and Rept. Series No. 33, Institute of Metals (1969), p. 131
- 59) A. R. MARDER and G. KRAUSS: *Trans. ASM*, 62 (1969), p. 957
- 60) F. J. SCHOEN, J. L. NILLES, and W. S. OWEN: *Met. Trans.*, 2 (1971), p. 2489
- 61) J. W. CHILTON, C. J. BARTON, and G. R. SPEICH: *JISI*, 209 (1970), p. 184
- 62) R. F. MEHL and G. DERGE: *Trans. AIME*, 125 (1937), p. 482
- 63) S. MATSUDA, T. INOUE, and M. OGASAWARA: *Trans. JIM*, 9 (1968), p. 343
- 64) B. V. N. RAO: *Met. Trans.*, 10A (1979), p. 645
- 65) 竹内 栄, 本間敏夫, 池田 晋: 日本金属学会誌, 22 (1958), p. 320
- 66) C. A. APPLE, R. N. CARON, and G. KRAUSS: *Met. Trans.*, 5 (1974), p. 593
- 67) K. WAKASA and T. NAKAMURA: *J. Mat. Sci.*, 13 (1978), p. 807
- 68) B. V. N. RAO and G. THOMAS: 文献 57), p. 12
- 69) H. K. D. H. BHADOSHIA and D. V. EDMONDS: 文献 57), p. 28
- 70) 津崎兼彰, 牧 正志: 日本金属学会誌, 45 (1981), p. 126
- 71) 大谷泰夫, 寺崎富久長: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 885
- 72) T. MAKI, K. TSUZAKI, and I. TAMURA: 文献 57), p. 22
- 73) A. R. MARDER and G. KRAUSS: *Proc. of 2nd Int. Conf. on Strength of Metals and Alloys, Asilomar*, 3 (1970), p. 822
- 74) 田村今男: 鉄鋼材料強度学 (1969) [日刊工業新聞社]
- 75) 津崎兼彰, 牧 正志, 中嶋義弘, 田村今男: 日本金属学会昭和 55 年度秋期大会講演概要集 (1980), p. 118
- 76) S. K. DAS and G. THOMAS: *Trans. ASM*, 62 (1969), p. 659
- 77) 牧 正志, 津崎兼彰, 田村今男: 未発表
- 78) 牧 正志, 森本啓之, 田村今男: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 1598, *Trans. ISIJ*, 20 (1980), p. 700
- 79) T. SWARR and G. KRAUSS: *Met. Trans.*, 7A (1976), p. 41
- 80) M. KEHOE and P. M. KELLY: *Scripta Met.*, 4 (1970), p. 473
- 81) P. M. KELLY and M. KEHOE: *Proc. of 1st JIM Int. Sympo. on New Aspects of Martensitic Transformation (JIMIS-1)*, Kobe (1976), p. 399
- 82) G. R. SPEICH: *Trans. AIME*, 245 (1969), p. 2553
- 83) L.-Å. NORSTRÖM: *Metal Sci.*, 10 (1976), p. 429
- 84) T. MAKI and C. M. WAYMAN: *Met. Trans.*, 7A (1976), p. 1511
- 85) B. LEE, S. MILLMAN, I. L. MACDOUGALL, S. R. KEOWN, and B. B. ARGENT: *Metal Sci.*, 11 (1977), p. 261
- 86) J. W. CHRISTIAN: 文献 57), p. 220
- 87) 津崎兼彰, 牧 正志, 松村由男, 田村今男: 日本金属学会昭和 54 年度春期大会講演概要集 (1979), p. 40
- 88) D. H. HUANG and G. THOMAS: *Met. Trans.*, 2 (1971), p. 1587
- 89) K. H. KHAN and W. E. WOOD: *Met. Trans.*, 9A (1978), p. 899
- 90) G. Y. LAI, W. E. WOOD, R. A. CLARK, V. F. ZACKAY, and E. R. PARKER: *Met. Trans.*, 5 (1974), p. 1663
- 91) R. O. RITCHIE, B. FRANCIS, and W. L. SERVER: *Met. Trans.*, 7A (1976), p. 831

- 92) *J. L. YOUNGBLOOD* and *M. RAGHAVAN*: *Met. Trans.*, **8A** (1977), p. 1439
- 93) *R. O. RITCHIE*, *M. H. C. CEDENO*, *V. F. ZACKAY*, and *E. R. PARKER*: *Met. Trans.*, **9A** (1978), p. 35
- 94) *R. O. RITCHIE* and *R. M. HORN*: *Met. Trans.*, **9A** (1978), p. 331
- 95) *K. H. KHAN* and *W. E. WOOD*: *Met. Trans.*, **9A** (1978), p. 899
- 96) *R. M. HORN* and *R. O. RITCHIE*: *Met. Trans.*, **9A** (1978), p. 1039
- 97) *D. L. WILLIAMSON*, *R. G. SCHUPMANN*, *J. P. MATERKOWSKI*, and *G. KRAUSS*: *Met. Trans.*, **10A** (1979), p. 379
- 98) *J. P. MATERKOWSKI* and *G. KRAUSS*: *Met. Trans.*, **10A** (1979), p. 1643
- 99) *G. THOMAS*: *Met. Trans.*, **9A** (1978), p. 439
- 100) *M. F. CARLSON*, *B. V. N. RAO*, and *G. THOMAS*: *Met. Trans.*, **10A** (1979), p. 1273
- 101) *H. K. D. H. BHADSHIA* and *D. V. EDMONDS*: *Metal Sci.*, **13** (1979), p. 325
- 102) *J. M. CHILTON* and *P. M. KELLY*: *Acta Met.*, **16** (1968), p. 637
- 103) *M. J. ROBERTS* and *W. S. OWEN*: *JISI*, **206** (1968), p. 375
- 104) *M. J. YOKOTA* and *G. Y. LAI*: *Met. Trans.*, **6A** (1975), p. 1837
- 105) *P. M. KELLY* and *J. NUTTING*: *JISI*, **197** (1961), p. 199
- 106) 田村今男, 吉村博文, 岩崎宜博, 茨木正雄: *日本金属学会誌*, **28** (1964), p. 820
- 107) 邦武立郎, 寺崎富久長, 大森靖也, 大谷泰夫: *文献 3*), p. 83
- 108) 大谷泰夫, 寺崎富久長, 邦武立郎: *鉄と鋼*, **58** (1972), p. 434
- 109) *Y. OHMORI*, *H. OHTANI*, and *T. KUNITAKE*: *Metal Sci.*, **8** (1974), p. 357
- 110) *W. S. OWEN*: *文献 73*), p. 795
- 111) *J. P. NAYLOR* and *P. R. KRAHE*: *Met. Trans.*, **5** (1974), p. 1699, **6A** (1975), p. 594
- 112) *J. P. NAYLOR* and *R. BLONDEAU*: *Met. Trans.*, **7A** (1976), p. 891
- 113) *L.-Å. NORSTRÖM*: *Scand. J. Metal.*, **5** (1976), p. 41
- 114) 細見広次, 芦田喜郎, 波戸 浩, 石原和範: *鉄と鋼*, **64** (1978), p. 219
- 115) *B. V. N. RAO* and *G. THOMAS*: *Met. Trans.*, **11A** (1980), p. 441