



## 鉄の歴史

# 戦後復興・発展期における我が国鉄鋼製造技術史—学術編 高張力鋼の進歩とそれを支えた科学

邦武立郎

Tatsuro Kunitake

Development of High Strength Steel and Its Underlying Physical Metallurgy

## 1 はじめに

戦後の復興期を終戦(1945)から1960年前後まで、発展期を粗鋼生産が著しい伸びを示して後、頭打ちに到る1970年代前半までとすると、表題の期間は戦後約30年間となる。この時期、特に1960年代と1970年代前半は鉄鋼の生産の伸びもさることながら、これと平行して鉄鋼の研究がわが国で特に盛況を極めた時期であった。ここでは、高張力鋼の開発を切り口として、その進歩を支えた物理冶金学的な研究を若干の例を挙げて説明する<sup>\*1</sup>。

## 2 復興・発展期における鉄鋼材料の研究開発の特長

戦後の復興と経済の発展に、造船、土木、建築などの諸用途において、高張力鋼が必要とされた。対象の構造物の実現に必要な鋼材の性能に対する要求は具体的で、開発目標は明確であった。例えば、造船では従来よりも降伏強度の高い降伏強度32~36kg/mm<sup>2</sup>クラス(315~355MPa)の高降伏点の鋼材が必要とされ、また電源開発に必要な水圧鉄管には引張強さ60~80kg/mm<sup>2</sup>クラス(580~780MPa)の鋼材が必要とされた。エネルギー関連では輸出向け大径ラインパイプに高強度・高靱性の鋼板が、またLNGの輸入・貯蔵に-162℃の低温に耐える低温用鋼材が必要とされた。単に強度だけでなく、低温靱性や施工上必要な加工性、溶接性、その他諸々の具体的な諸条件を満たすことが必要であった。目標とする鋼材の開発によって実現される対象

が具体的で可視的であり、しかもこのような‘魅力のある’開発対象が次々に現れたという点において、この時代の企業における研究開発を特長付けたといえる。

第二に、鉄鋼業の個々の企業と、鉄鋼材料のユーザー、ファブリケーターとの間にしばしば共同研究会が設けられ、問題の解決に共同して当たったことである。これは、顧客のニーズを把握し理解を深める上で大いに役立った<sup>\*2</sup>。

第三に、第二次大戦を経て新たにスタートしたわが国の前に、すでにある程度まで欧米を主とする先進国の研究成果の蓄積があり、これを手がかりにスタートすることが出来たことである。例えば、わが国で著しく発展した制御圧延・制御冷却には焼ならし省略を目的とするオーステナイトの圧延加工についての欧州の研究が存在した。また、わが国で靱性、溶接性が著しく改善され、極厚化されたいわゆる80キロハイテンの出発点としては、T1鋼が存在した<sup>\*3</sup>。しかしながら、いずれにおいても、急速に先進諸国に追いつき、これを凌駕して、わが国独自の技術に育て上げるに到った。これらの事柄については、以下にのべる。

## 3 わが国における高張力鋼発展の歴史

わが国における高張力鋼開発の事始めは、戦前の海軍における艦艇用鋼板の開発に遡る<sup>1,2)</sup>。すなわち、1923(大正12年)には英国からDucol鋼<sup>\*4</sup>を輸入して研究を開始し、1945年(昭和20年)にはSi-Mn系HT50<sup>\*5</sup>の量産化に成功して終戦を迎えている。

戦後の高張力鋼板開発の草創期については諸解説<sup>3,4)</sup>が

\*1 ここで対象とするのは、広い意味での科学ではなく、物理冶金学的(金属組織学的)な、また“応用基礎的な”課題であることをお断りしておく。

\*2 研究会には、学識経験者、第三者として学界からの参加もあった。

\*3 米国のU. S. Steelが開発した調質HT80。比較的C量の高い(Ni)-Cr-Mo-V-Ti-B鋼。

\*4 Si-Mn系(0.25%C-1.5%Mn)の焼ならし型高張力鋼。

\*5 HT50は引張強さ50kg/mm<sup>2</sup>(490MPa)クラスの高張力鋼。以下、HT60、HT80などと同様に表す。

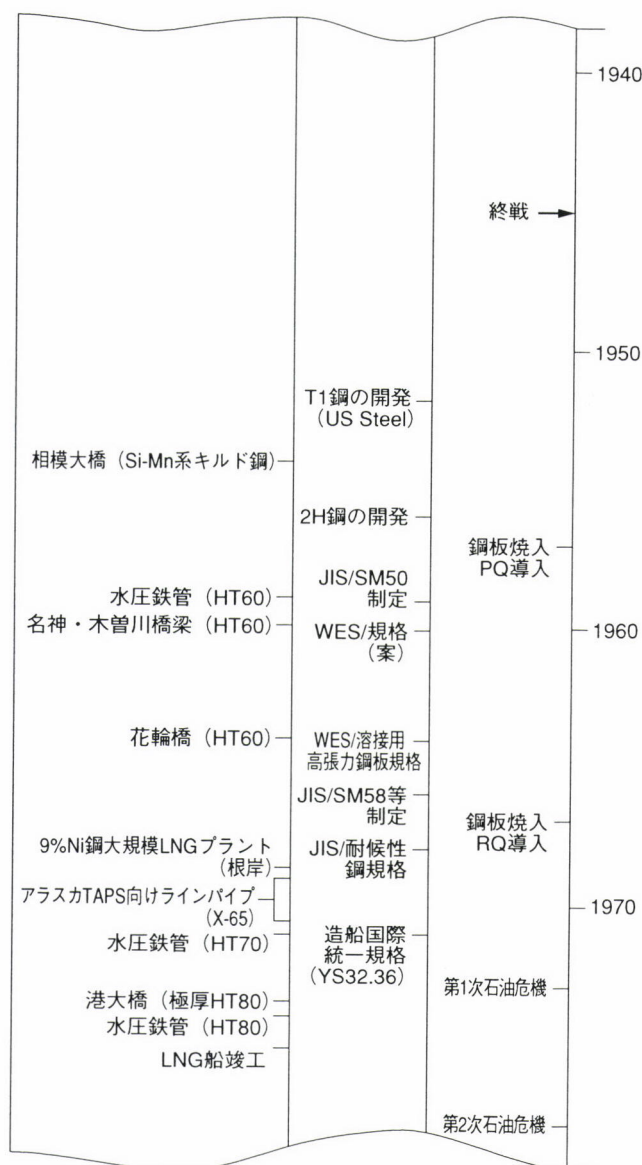


図1 高張力鋼板の発展

あるが、主要な項目を挙げれば図1のようになる<sup>3-5)</sup>。PQ（プラテンクエンチ）RQ（ローラークエンチ）<sup>\*6</sup>などの製造設備や、T1鋼など外国から学ぶところから出発したが、短期間の内にこれをマスターした。一方、経済成長に伴う旺盛なニーズを背景とした勢力的な研究開発によって諸外国のものを凌駕する性能や、独自の製品を生み出すことに成功した。その成功の一因として、“材料をつくるだけでなく、諸性質を律している物理冶金学的原理も追求する姿勢”があったことが指摘されている<sup>4)</sup>。

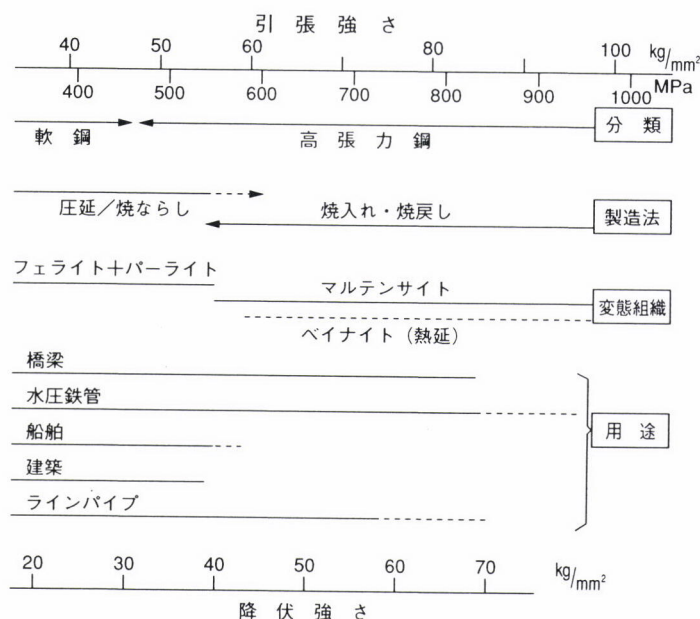


図2 鋼板の強度スペクトル

なお、日本の粗鋼生産は1973年度の1億2000万トン进行ピークとして成熟期に入っているが、高張力鋼は1980年代の半ばまで増加を続けている<sup>6)</sup>。

## 4 復興・発展期における物理冶金学的研究と高張力鋼板の開発

図2に高張力鋼板の強度スペクトルとその変態組織の概略を示した<sup>\*7</sup>。高張力鋼板は溶接性上の要求からC0.2%以下の低炭素含有量となり、変態組織的には、比較的低強度では主としてフェライト・パーライト組織、高強度では主としてマルテンサイト組織（焼もどしマルテンサイト）である<sup>\*8</sup>。当初における典型的な強度の開発目標は、前者では降伏強度32,36kg/mm<sup>2</sup>（315, 355MPa）クラス、後者では引張り強度60~80kg/mm<sup>2</sup>（580~780MPa）クラスであった。以下では、それぞれフェライト系、マルテンサイト系と呼ぶことにする。

### 4.1 フェライト系の高張力鋼

表1は微量元素を添加したフェライト・パーライト鋼の強化因子を示したものである。大きな効果を現す強化因子は、フェライトの細粒化と炭・窒化物による析出強化であ

\* 6 鋼板の噴水による焼入れ設備。PQは鋼板の固定焼入れ方式、RQは鋼板の移動焼入れ方式である。後者は、圧力噴水を用い、冷却能は大。  
 \* 7 以下主として、厚板、熱延鋼板について述べる。自動車を主な対象とする冷延高張力鋼板についても特筆すべき研究開発が行われたが、ここでは割愛する。  
 \* 8 その後、ベイナイトを主体とする高張力鋼が熱延鋼板をはじめとして多く開発されている。図2、表2参照。

表1 微量元素添加フェライト・パーライト鋼の強化因子

|      |       |                                                   |                              |      |
|------|-------|---------------------------------------------------|------------------------------|------|
| 変態組織 | フェライト | 固溶原子                                              | 侵入型 (C, N)<br>置換型 (Si, Ni--) | 強化因子 |
|      |       | 転位                                                |                              |      |
|      |       | 結晶粒界<br>(亜結晶粒界)                                   |                              |      |
| 析出物  | パーライト | 量<br>存在形態 (層状、粒状など)<br>分散間隔 (層間間隔など)              |                              | 子    |
|      |       | 種類<br>析出形態 (整合、不整合)<br>大きさ<br>量<br>析出場所 (粒内、粒界など) |                              |      |

る。特に前者は強度と靱性が両立し得る点で注目される。そこで、オーステナイト結晶粒の粗大化防止、すなわち成長の抑制因子としての、Al, Ti, V, Nbなどの炭・窒化物の析出・分散が注目された。Al, Nb, V, Tiの炭・窒化物の溶解度積の測定結果が1950年代の半ばから1960年代の半ばに発表されている<sup>7-9)</sup>。図3に各種炭・窒化物の溶解度積を示した<sup>7-13)</sup>。\*9。Al, Nbなどについて炭・窒化物の利用が考えられた。例えば、AlNによるオーステナイト結晶粒の微細化である<sup>14)</sup>、\*10。

一方、オーステナイトの加工と再結晶についての研究が制御圧延(Controlled Rolling)の進歩をもたらした。特に、微量添加元素としてNbが注目された。オーステナイトの高温加工については次のような明らかにしなければならない研究課題があった。

- ・高温における再結晶(静的ならびに動的再結晶)
- ・低温(未再結晶領域)における変形欠陥の導入
- ・導入欠陥のフェライト変態への核作用

これを、温度一時間的履歴と圧延量の関係において明らかにしなければならないので、複雑な問題となる。Nbなど微量元素の作用については、次のような明らかにしなければならない諸点があった。

- ・オーステナイト結晶粒成長の抑制作用
- ・炭・窒化物の析出のカイネチックス、加工・変形の影響
- ・炭・窒化物が再結晶におよぼす影響
- ・固溶Nbの変態、その他におよぼす影響
- ・微細析出のフェライト強化作用

など。

図4、図5はオーステナイトの温度—加工—再結晶—ダ

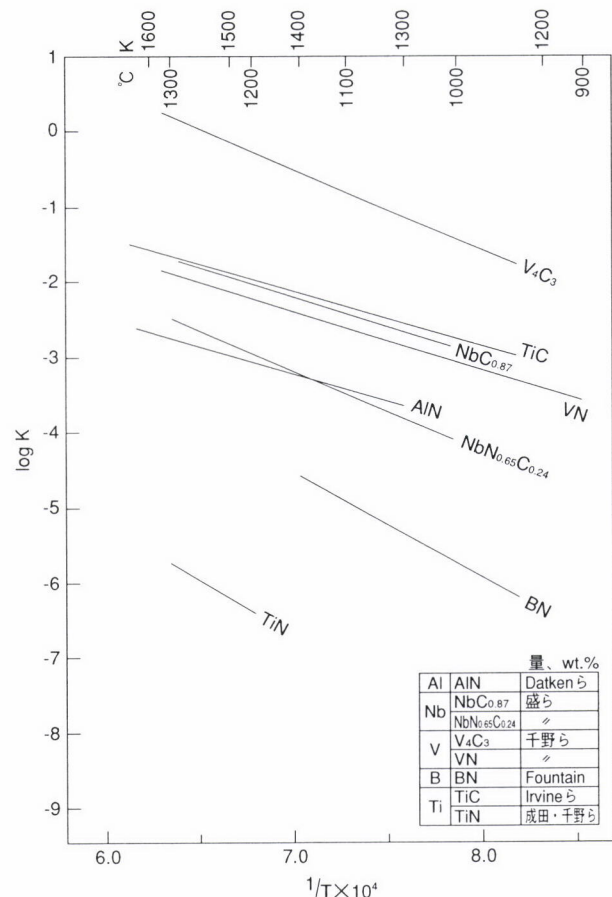


図3 種々の炭・窒化物のオーステナイトにおける溶解度

イアグラムを、Si-Mn鋼、Si-Mn-Nb添加鋼について示したものである<sup>15-17)</sup>。また、図6は、オーステナイトの未再結晶温度領域における圧延において、圧下量の増大による粒界面積と変形帯密度の増加を示したものである<sup>16)</sup>。これらの一連の研究は未再結晶オーステナイトの変態による微細フェライト粒生成の知見を生み、制御圧延と制御冷却の組み合わせによる熱加工制御(TMCP: Thermomechanical Control Process)への発展へと導くことになる<sup>\*11)</sup>。制御圧延、加速冷却による組織制御の金属学については、例えば牧による解説<sup>18)</sup>がある。

## 4.2 マルテンサイト系の高張力鋼

特に発展期においては、橋梁、水圧鉄管などの用途に対して厚肉化、高強度化、高靱性化のニーズは絶えることがなかった。特に引張り強さ80kg/mm<sup>2</sup>クラス以上では強度達成上、低炭素マルテンサイトを主体とする組織の鋼がベースとなった。

\*9 図3において、BNについては、Fountain, Chipmanの研究<sup>12)</sup>を示した。なお、AlNについて7)は、Darkenらの研究<sup>10)</sup>と良く一致するが、TiCについては、9)はIrvineらの研究結果<sup>13)</sup>と大きく異なる。

\*10 中村らの開発したAlN処理鋼は<sup>14)</sup>、IN鋼と呼ばれた。IN処理(AlN処理)は調質鋼に対しても適用された。

\*11 1980年にNKK福山製鉄所厚板工場にOLAC(On-Line Accelerated Cooling)システムが設置された。その後、逐次、各社でも同様の設備が設置され、TMCPの応用は、1980年代以降、造船、建築、ラインパイプ用に盛んに適用され、大きな成果を挙げた。

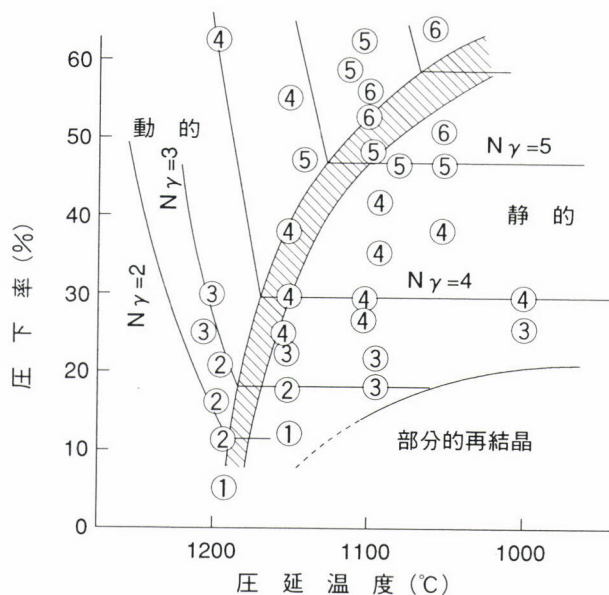


図4 圧延温度、圧下率と再結晶、オーステナイト粒径の関係<sup>15)</sup>  
(0.1C-0.25Si-1.37Mn鋼、初期オーステナイト粒度-0.2番、  
圧延から1s後急冷、  
図中の数字は再結晶後のオーステナイト粒度番号)

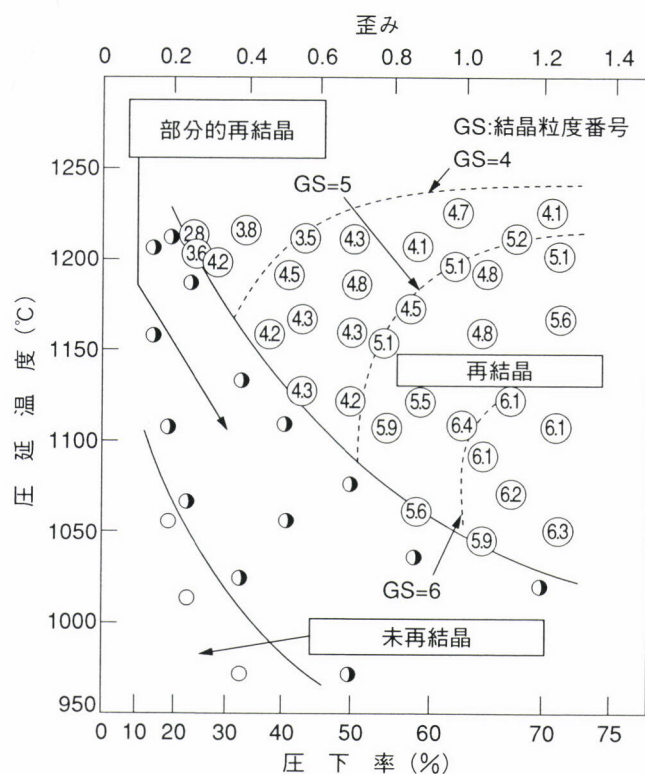


図5 圧延温度、圧下率と再結晶、オーステナイト粒径の関係<sup>16,17)</sup>  
(0.16C-0.36Si-1.41Mn-0.03Nb鋼、初期オーステナイト粒  
度1.0番、圧延から3s後急冷)

#### 4.2.1 ボロンの挙動

極微量の添加で焼入性に大きな影響をおよぼすボロンについては1940年代中頃に米国で研究されたが、日本では戦後いち早くこれに注目した研究が行われ、機械構造用合金鋼として実用化されている。ボロンは酸素や窒素との反応性が強いので、安定した焼入性の向上効果を得るには、製鋼時のボロン処理においてAl, Tiを併用しなければならないことは周知のことであった。しかしながら、低温靱性の要求レベルの高い厚板では、Tiは靱性を低下せしめるので、Tiを使用しないボロン鋼の開発が目指された。鋼中のボロンの挙動について明らかにしなければならない課題として次のようなものがあった。

- ・ BのN, Oとの反応、共存元素(例Ti, Al)の影響
- ・ Bの化合物(BN,  $\text{Fe}_3(\text{C}, \text{B})$ ,  $\text{Fe}_{23}(\text{C}, \text{B})_6$ , boron constituentなど)の種類
- ・ その安定性—平衡相、非平衡相
- ・ 固溶ボロンの偏析挙動、その温度依存
- ・ 固溶ボロンの拡散速度、再結晶などの粒界移動との関係
- ・ 析出のカイネティクス
- ・ オーステナイトの変態におよぼす効果とその機構(ボロンの偏析、析出物の効果)、など。

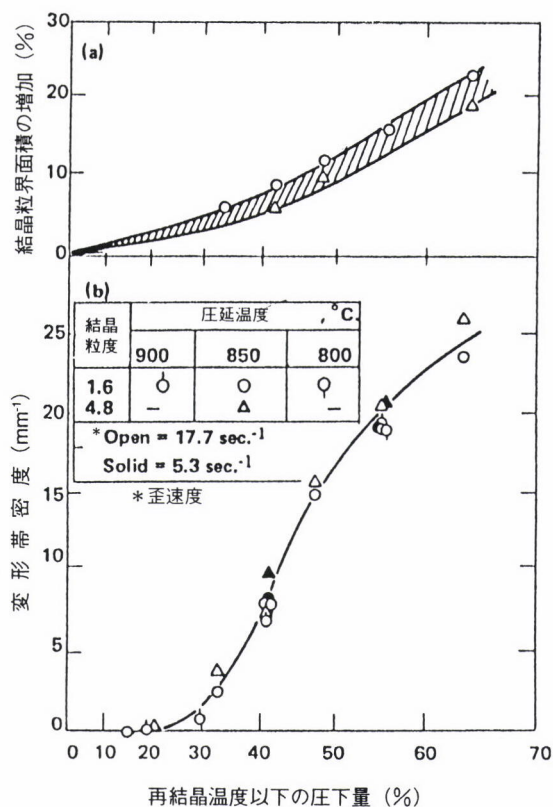
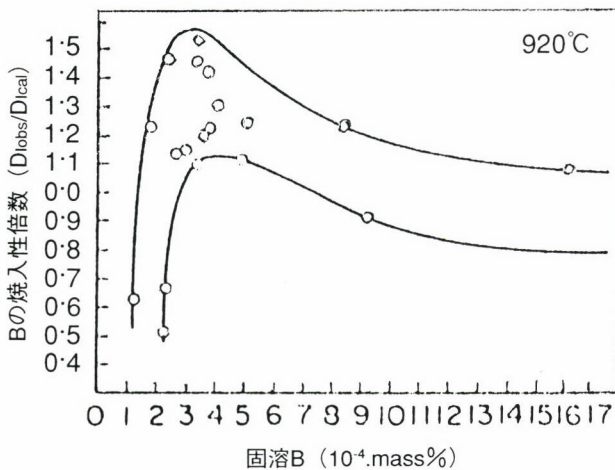


図6 オーステナイトの再結晶温度以下の圧下量と粒界面積、変形帯密度の関係<sup>16)</sup>  
(0.03%Nb鋼)

図7 固溶ボロンの焼入性倍数<sup>19)</sup>

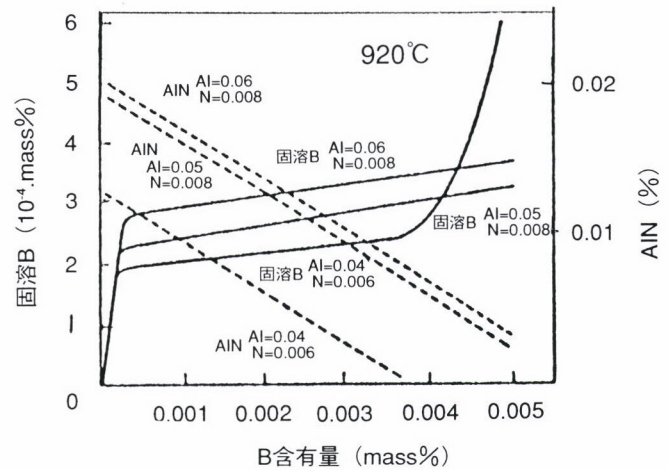
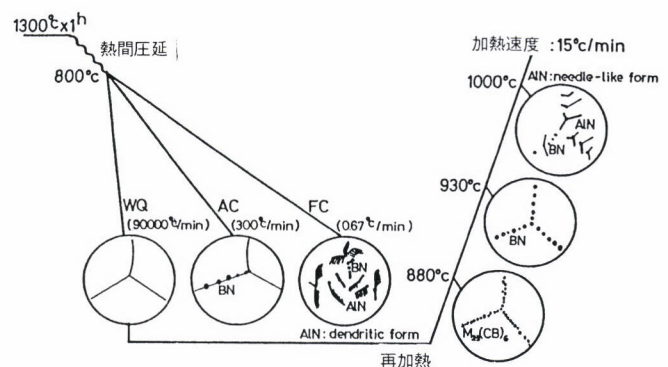
土生ら<sup>19)</sup>は、Fe-B-Al-N系の熱力学的検討を行い、焼入性向上におよぼすBの最適量は、固溶B量3~5ppmであること、またNの変動範囲0.0040~0.0120%では、Alを0.060~0.080%の範囲内に収めれば、N、Bは相当の変動を許容しても、最適固溶B量が安定して得られることなどを主張した(図7、図8)。

ボロンの化合物の均熱、圧延、熱処理における挙動を明らかにすることは、ボロン鋼の製造時における安定性を確保する上に大切なことであるが、Bのオーステナイト粒界への偏析に続いて、BNが析出し易いこと、適当な温度で加熱すれば、次の反応によってBNのAINへの変化が起こり、Bの焼入性向上効果が回復することなどを見出した<sup>20)</sup>。



図9は、種々のプロセス段階におけるBの挙動を示したものである<sup>20)</sup>。その後、製鋼技術の向上により、低窒素鋼の溶製が可能となったが、窒素の含有量によって、鋼中Bの挙動も異なってくる。低窒素鋼(N量0.0020%前後)では、 $\text{M}_{23}(\text{C}, \text{B})_6$ の挙動が重要となるが、図10は種々の熱処理プロセスにおける $\text{M}_{23}(\text{C}, \text{B})_6$ の挙動、およびその焼入性におよぼす影響を示したもので、適量の固溶B(3ppm程度)の粒界における存在が焼入性の上で最適であることがわかる<sup>21)</sup>。

Bという特異な元素は、a)原子半径が小さく、b)鋼中の拡散速度が大きく、c)粒界に偏析し易く、d)NやCとの親和力が強く、反応して化合物をつくり易く、e)これらの化合物はその生成速度と安定性において異なる、ことなどがその特異な挙動の原因である。従って、鋼のB、Al、N量、合金元素の種類と量(特に、Nと反応し易いTiなど)、加工、熱処理履歴などによってその挙動が微妙に影響されることに注意しなければならないことが逐次明らかになった<sup>22)</sup>。

図8 平衡状態における固溶B, AINとB含有量の関係<sup>19)</sup>図9 ボロン鋼の熱間圧延後の熱履歴と析出挙動<sup>20)</sup>

#### 4.2.2 低炭素ベイナイト

変態強化組織としてのベイナイトが注目された。例えば、圧延や焼ならしによって製造する鋼において、より高強度を得るには、ベイナイトとの混合組織にするか、またはベイナイトを主とする組織にする必要がある。また、調質鋼においても、特に厚肉となるとしばしばベイナイトの混在は避けられない。すなわち、低炭素低合金鋼のベイナイトの本性を明らかにする必要がある。

大森ら<sup>23)</sup>は、低炭素低合金鋼のベイナイトの形態学的研究を行い、低炭素ベイナイトを3種類に分類して、B-I, B-II, B-III型(いずれも上部ベイナイト)とした。各々のタイプのベイナイトを模式的に図11に示す。B-Iは平行なベイニチック・フェライトラス間に未変態のオーステナイトが取り残されているもので、この状態から急冷すれば、未変態のオーステナイトはマルテンサイトに変態するか、オーステナイトとして残留する。B-II型はフェライト・ラス間に炭化物の析出を伴うものである。B-III型は前2者とは少しく様相を異にし、フェライト・ラス内に炭化物が析出し

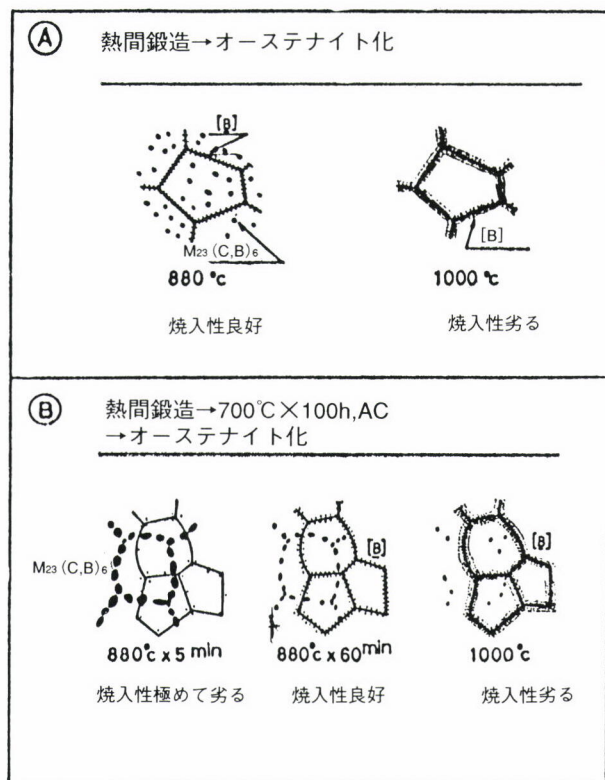


図10 熱履歴による $M_{23}(C,B)_6$ の析出・溶解挙動と焼入性<sup>21)</sup>  
(低N(0.0020%) - 過剰B(0.0030%)鋼)

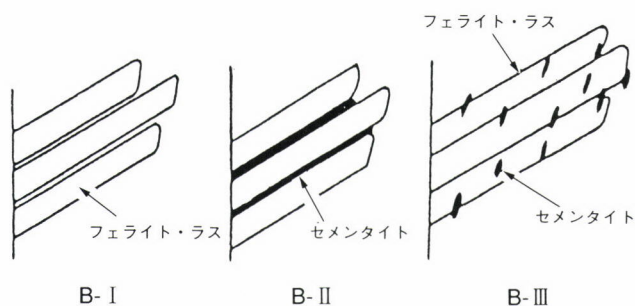


図11 低炭素低合金鋼のベイナイトの3つのタイプ<sup>23)</sup>

ている。各々の生成領域を、等温変態図の上に示したのが図12である。ベイナイト・ラスの幅の等温変態温度による変化を示すと図13のようになる<sup>24)</sup>。これは、機械的性質にも反映され、例えば等温変態温度を450°Cから400°Cに下げると、ベイナイト組織の強度は上昇し、衝撃遷移温度は低温側にシフトする。低炭素低合金鋼のベイナイトの性質はその生成温度によって大きく異なることが明らかになった。

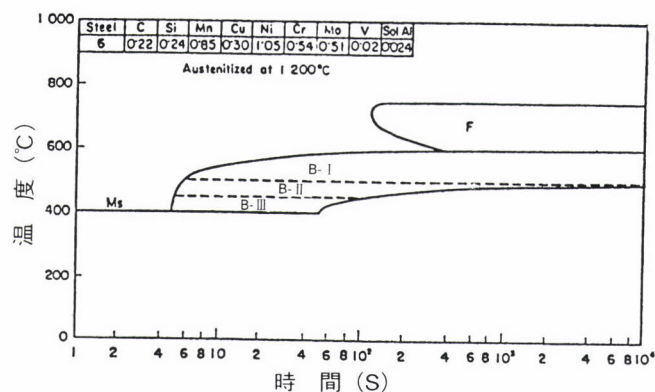


図12 3つのタイプのベイナイトの生成領域（等温変態図上に示す）<sup>23)</sup>

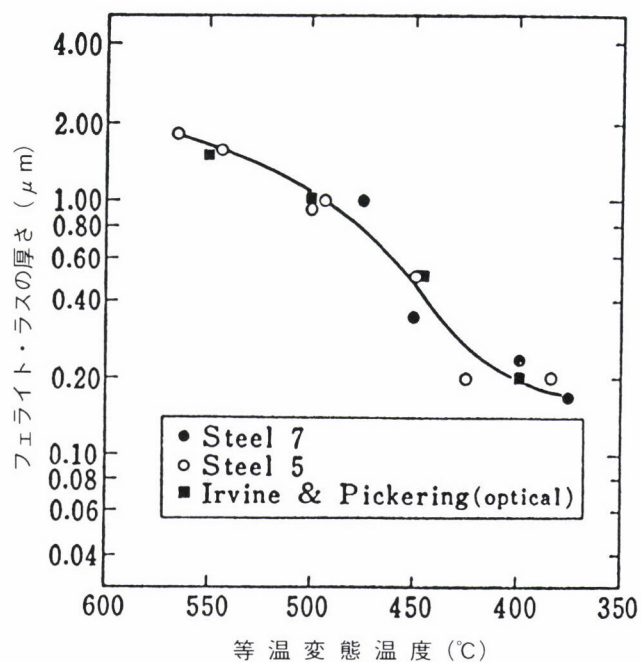


図13 ベイナイト・ラスの厚さと変態温度<sup>24)</sup>

#### 4.2.3 有効結晶粒度

巨視的な変態組織としてではなく、その構成因子、すなわち結晶粒、サブグレインの大きさ、炭化物の析出、分散間隔、転位密度などと鋼の機械的性質の関係について、Conradは<sup>25)</sup>はPetch流の考えを拡張して、多因子の加算的效果を提唱した。焼入れ・焼戻し鋼について組織を構成する多因子の影響を解析したものとして、例えば文献26)～28)を挙げることが出来る<sup>\*12)</sup>。また、焼入れ・焼戻し組織についてもオーステナイト結晶粒に代わって、フェライト・パー

\*12 詳細な解説については文献29)参照。

ライト鋼の結晶粒度に相当するものを考えるようになった。すなわち、松田らによる有効結晶粒度の提唱<sup>30)</sup>である。1970年代前半には主として低温靱性を支配する組織因子の研究が盛んに行われた<sup>31-36)</sup>。有効結晶粒の定義、その測定法にはそれぞれの研究によって差異があるが、いずれも旧オーステナイト結晶粒よりも小さく、これに代わる大傾角境界に区切られた領域が、有効な結晶粒の大きさになるとする考えである。低炭素低合金鋼のマルテンサイトにおいては、これはパケットの大きさとなる。なお、種々の鋼のマルテンサイトの形態学については牧ら<sup>37)</sup>がとりまとめている。

図14は、低炭素・低合金鋼の焼戻しマルテンサイトのほか種々の変態組織について、シャルピー衝撃試験における破面遷移温度と破面単位との関係を示したもので<sup>33-35)</sup>、両者の間にPetch流の関係が成り立つことが示されている。ここで、採用されている破面単位(あるいは、Unit Crack Path<sup>\*13)</sup>という概念は、「(100)面を微小な角度内で共有する領域の大きさ」<sup>38)</sup>で、脆性破面の走査電子顕微鏡観察から求めたものである。すなわち、この領域内では破面単位の境界近傍から破壊が発生し、放射線状に伝播して次の破面単位の境界で停止している<sup>38)</sup>。次いで、大谷ら<sup>33-35)</sup>は、種々の変態組織のうち、マルテンサイトとB-III型ベイナイトの混合組織において破面単位が最も小さく、最も低い優れた遷移温度を与えることを明らかにした。図15は、低炭素Cu-Ni-Cr-Mo-V鋼について、そのCCT図上にこの最適組織を与える最適冷却速度を示したものである。これは、焼入れ冷却時、先行して変態するB-III型ベイナイトによるオーステナイトの分割によるものであることを明らかにした<sup>33-35)</sup>(図16)。これは、高張力鋼開発の合金設計におけるの指針を与えるものであった。

## 5 研究成果の応用

表2に4章にのべた基礎的課題の研究成果が応用されたプロセスと製品の例を示した。4章では省略したが、残留オーステナイトが低温靱性におよぼす影響についても多くの研究が行われた。9%Ni鋼の焼入れ・焼戻し組織に存在する残留オーステナイトの性格については、Brophy, Millerの研究<sup>40)</sup>があるが、これを更に発展せしめ、低温において安定な残留オーステナイトを得る熱処理法についての研究(例えば、41)~43))が行われた。これらの研究は、LNG用低温貯槽の進歩へ貢献した。

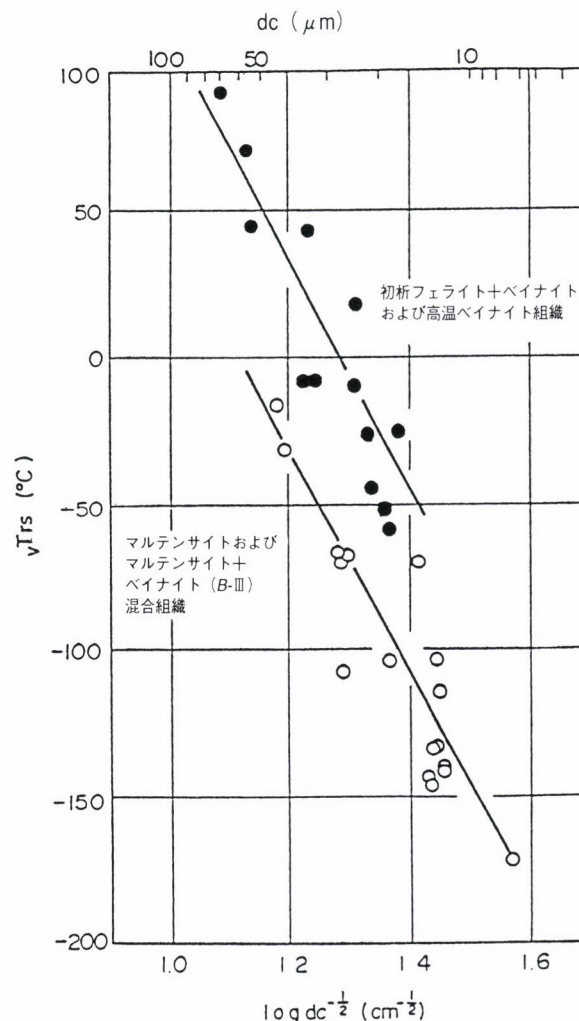


図14 低炭素Cu-Ni-Cr-Mo-V鋼の破面遷移温度と破面単位(dc)の関係<sup>33)</sup>

## 6 基礎的研究のその後の発展

高張力鋼板の分野におけるその後の進歩については、前章でも触れたが、極厚化、溶接性能の向上(大入熱の許容、予熱条件の緩和、HAZ靱性の改善)、直接焼入れの実用化、TMCPの適用範囲の拡大(強度範囲の拡張、鋼板から条鋼、線材、ステンレス鋼への適用拡大)、建築用低降伏比型高張力鋼の開発など数多くを挙げることが出来る<sup>\*14)</sup>。

また、ベイナイトについては、その変態機構について内外で多くの研究が行われた。例えば、牧、津崎は一連の研究を行い<sup>46)</sup>、「ベイナイト変態は母相オーステナイト中での低炭素領域の形成によって核生成が誘起されたマルテンサイト変態」と結論している。ベイナイトの形態学的研究と

\*13 図16にUnit Crack Pathを示す。破面単位はUnit Crack Pathで規定される領域の径である。

\*14 制御圧延・制御冷却の過去から現在について最近、小指がとりまとめを行った<sup>44)</sup>。また、高張力鋼の溶接熱影響部の靱性など、溶接に関わる問題について、同様に最近上田がとりまとめを行っている<sup>45)</sup>。

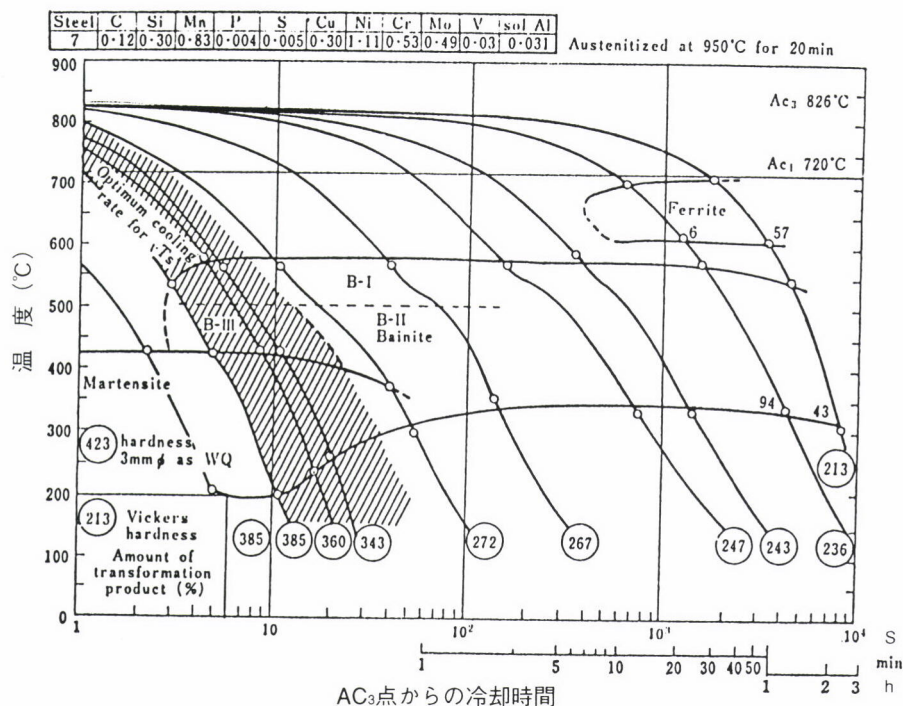
図15 最も優れた靱性を与える焼入れ時最適冷却速度 (CCT図上に表示)<sup>33)</sup>

表2 基礎的研究課題とその成果の応用

| 基礎的課題                               | 応用プロセス (例)   | 応用製品 (例)                                                                                   |
|-------------------------------------|--------------|--------------------------------------------------------------------------------------------|
| オーステナイトの加工・再結晶と微量元素 (Nb, Ti など) の活用 | 制御圧延<br>TMCP | 造船用降伏点32, 36kg/mm <sup>2</sup> 級鋼<br>大径ラインパイプ用鋼X-65, 70<br>建築用HT                           |
| ボロン (B) の活用                         |              | 極厚HT80 (橋梁、水圧鉄管など)<br>圧力容器用焼ならし鋼<br>溶接HAZの靱性改善                                             |
| ベイナイト組織                             | 熱延制御冷却*      | 極厚HT80 (2相混合組織)<br>熱延ベイナイト鋼板 (590MPa~)<br>熱延複合組織鋼 (2相、3相-490~590MPa)<br>自動車用非調質鋼 (780MPa~) |
| 残留オーステナイトとその安定性                     | 2相域熱処理       | LNGタンク用厚肉9%Ni鋼<br>残留オーステナイト利用熱延、冷延鋼板 (590~780MPa)                                          |

\* ホットストリップミルのランアウトテーブル上の冷却速度を制御することによって組織を制御し、高強度を得るプロセス。熱延仕上温度の制御なども併せて行われる。

して、Bramfittら<sup>47)</sup>は主として低炭素低合金鋼(一部、中炭素低合金鋼を含む)の連続冷却時のベイナイトを詳細に観察し、ベイナイトをB<sub>1</sub>、B<sub>2</sub>、B<sub>3</sub>の3つの型に分類している<sup>\*15</sup>。一方、光学顕微鏡下で多様な様相を呈するベイナイト組織についての術語の混乱を解消するため、日本鉄鋼協会・基礎研究会のベイナイト調査部会(部会長：荒木透)は、極低炭素鋼の連続冷却時の中間段階変態組織を、 $\alpha_A$ 、 $\alpha_B$ 、

$\alpha_B^0$ などに分類することを提案している<sup>48)</sup>。

ボロンについては、最近、再び注目されている。例えば、日本鉄鋼協会・材料の組織と特性部会は、第135回(1998.4)春季講演大会予告セッションに“組織と特性におよぼすボロンの影響”を取り上げている。

その後、進歩、発展した多くの基礎的課題の中から、状態図、マイクロアロイングによる結晶粒の制御、オキサイ

\*15 B<sub>1</sub>、B<sub>2</sub>、B<sub>3</sub>は、本質的にはそれぞれB-Ⅲ、B-Ⅱ、B-Ⅰに相当する。

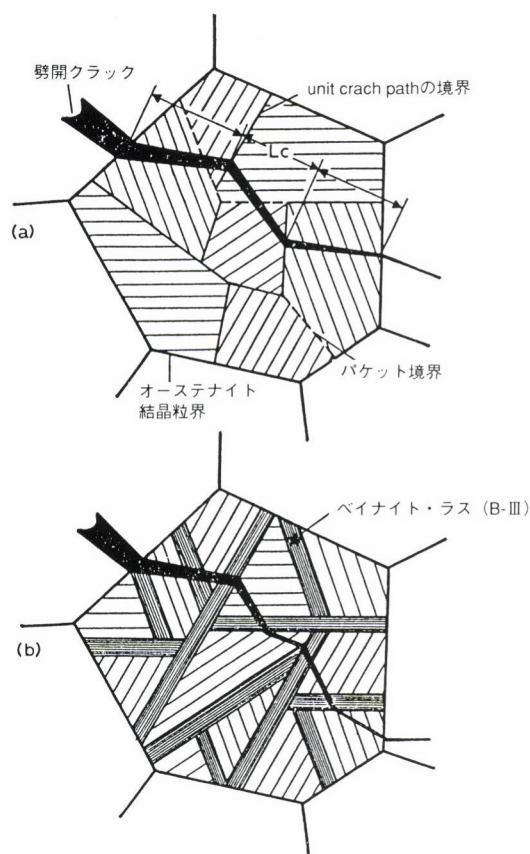


図16 劈開破壊のクラック進展の模式図<sup>39)</sup>  
 (a) マルテンサイト  
 (b) バイナイト／マルテンサイト複合組織  
 Lc: unit crack path

ド・メトラジー、鋼の強化機構、材質予測について述べておきたい。

## 6.1 状態図

日本金属学会、日本鉄鋼協会その他の支持の下、1986年に合金状態図共同研究会が結成され、ASM(アメリカ金属学会)などと国際的な連携を保って、計算機による状態図の作成および編集が行われた<sup>49)</sup>。

## 6.2 マイクロアロイングによる結晶粒の制御

マイクロアロイングとは西沢によると<sup>50)</sup>、「結晶粒界、転位などのいわゆる組織のツボを狙って、Nb, Ti, Bなどを効果的に機能させること」である。溶質原子によるドラッグ効果(dragging)、析出原子によるピン留め効果(pinning)、炭化物の粗大化<sup>51)</sup>、ボロンなどによる毒作用(poisoning)<sup>\*16</sup>について著しく進歩し、多くの知見が得られた<sup>50)</sup>。

## 6.3 オキサイドメトラジー

オキサイドメトラジーは鋼中に微細に分散させた酸化物を析出核として利用することにより、硫化物、窒化物、炭化物などの析出、フェライトの変態を制御しようとする技術である<sup>52)</sup>。例えば複合酸化物をフェライト変態核として利用することにより、大入熱溶接における溶接熱影響部の靱性の改善に適用することができる<sup>53)</sup>。

## 6.4 鋼の強化機構

マルテンサイトなどの変態組織の強化因子の解析、鉄鋼の強度の限界、高強度化の阻害因子などについて、日本鉄鋼協会・材料の組織と特性部会・鉄鋼の高強度化研究会で論議が行われ、最近、その結果がとりまとめられている<sup>54,55)</sup>。

## 6.5 材質予測

製造プロセスにおける多様な諸条件から鋼の変態、組織、機械的性質を予測する、いわゆる材質予測における著しい進歩がある<sup>56,57)</sup>。これを可能としたのは、変態、再結晶、析出など物理冶金学のほとんどあらゆる分野における理論の進歩、膨大な実験結果の蓄積に基ずく経験則の導入、コンピュータの利用である。

## 7 復興・発展期における共研、シンポジウム、国際学会などの果たした役割

応用・開発面におけるユーザー・ファブリケーターとの共研の果たした役割についてはすでに述べた。一方、主として基礎的な面において、学協会における産学の交流が大きく貢献したことはいうまでもない。1960年代半ば以降、とりわけ活発な活動を展開した特筆すべき研究会を表3に挙げた。鉄鋼基礎共同研究会は日本金属学会、日本鉄鋼協会、日本学術振興会の3者の共催によるものである。これらの研究会は時宜を得た研究テーマを取りあげて活発な活動を展開した。内外の学協会の主催した国際会議、シンポジウム、討論会の開催も頻繁であり、これらの場を通じて各国の研究者(例えばU. S. Steel, Bethlehem Steel, Republic Steel, J&L(米)、August Thyssen, Oberhausen, Max-Planck-Inst. für Eisenforschung(独)、KNHS(オランダ)、CNRM(ベルギー)、IRSID(仏)、BSC(英)など)との交流は、研究者へインパクトを与える上でも大きな役割を果たした。国際学会の例を表4に示す。AIME, ASM, BISRAなどが主要な役割を果たしたが、一方、微量添加元

\*16 結晶粒の生成場所や、結晶成長のための活性点を覆って、その速度を著しく低下させること<sup>50)</sup>。

表3 基礎研究会 (例)

| 研究会名                    | 主催機関                                         | 期 間     | 部会長または委員長                                                | 構 成   | 報告書 |
|-------------------------|----------------------------------------------|---------|----------------------------------------------------------|-------|-----|
| 微量元素部会<br>Nb分科会<br>V分科会 | 鉄鋼基礎共同研究会<br>(日本金属学会、日本<br>鉄鋼協会、日本学術<br>振興会) | 1966~71 | 今井勇之進 (東北大)                                              | 企・学   | 1)  |
| 強度と靱性部会                 | //                                           | 1969~75 | 荒木 透 (東大)                                                | //    | 2)  |
| 再結晶部会                   | //                                           | 1970~75 | 岡部秀夫 (東大)                                                | 企・学・研 | 3)  |
| 高温変形部会                  | //                                           | 1977~81 | 田村今男 (京大)                                                | //    | 4)  |
| 材料研究委員会                 | 日本鉄鋼協会                                       | 1970~89 | 大竹、長嶋 (新日鉄)<br>天明 (鋼管)<br>金沢 (新日鉄)<br>大橋 (川鉄)<br>邦武 (住金) | 企     | 5)  |

- 1) 鋼材に及ぼすNbの影響 (講演大会), 鋼材に及ぼすVの影響 (講演大会討論会)
- 2) 鋼の強化組織と延性・靱性 日本鉄鋼協会 他 1975.1
- 3) 鉄鋼薄板の再結晶および集合組織 (I) (II) 1974.7
- 4) 鋼の熱間加工の金属学 日本鉄鋼協会 1985
- 5) 鋼の焼もどし脆性に関する研究 日本鉄鋼協会 1976.3  
鋼の焼入性予測に関する研究 日本鉄鋼協会 1980.12  
鋼材の破壊靱性に対する高純化の影響 日本鉄鋼協会 1985.11  
鉄鋼の変態挙動－実用材料の変態と性質 日本鉄鋼協会 1989.10

表4 主要な国際会議・シンポジウム

| 名 称                                                      | 開催年月    | 開 催 地                 | 主 催 者                                   | プロシー<br>ディングス |
|----------------------------------------------------------|---------|-----------------------|-----------------------------------------|---------------|
| Metallurgical Developments in Carbon Steels              | 1963.5  | Harrogate, England    | BISRA, ISI                              | 1)            |
| Transformation and Hardenability in Steels               | 1967.2  | Michigan, USA         | Climax Molybd. Co.<br>Univ. of Michigan | 2)            |
| Strong Tough Structural Steels                           | 1967.4  | Scarborough, England  | BISRA, ISI                              | 3)            |
| Strength of Metals and Alloys                            | 1967.9  | 東京                    | 日本金属学会                                  | 4)            |
| Steel-Strengthening Mechanisms                           | 1969.5  | Zürich, Switzerland   | Climax Molybd. Co.                      | 5)            |
| Low-Alloy High Strength Steels                           | 1970.5  | Nuremberg, Germany    | Metallurg Co. s                         | 6)            |
| Toward Improved Ductility and Toughness                  | 1971.10 | 京都                    | 日本鉄鋼協会、日本金属<br>学会、Climax Molybd.        | 7)            |
| Microalloying 75                                         | 1975.10 | Washington, D.C., USA | Union Carbide Corp.                     | 8)            |
| The Hot Deformation of Austenite                         | 1975.11 | Cincinnati, USA       | TMS-AIME                                | 9)            |
| Materials Engineering in the Arctic                      | 1976.9  | St. Jovite, Canada    | ASM                                     | 10)           |
| Alloys for the Eighties                                  | 1980.6  | Ann Arbor, USA        | Climax Molybd. Co.                      | 11)           |
| Thermomechanical Processing of Microalloyed<br>Austenite | 1981.8  | Pittsburgh, USA       | TMS-AIME                                | 12)           |

Proceedings :

- 1) Metallurgical Developments in Carbon Steels, The Iron and Steel Inst., 1963
- 2) Transformation and Hardenability in Steels, Climax Molybdenum Co., 1967
- 3) Strong Tough Structural Steels, The Iron and Steel Inst., 1967
- 4) Trans. JIM, Supplement 9 (1968)
- 5) Steel-Strengthening Mechanisms, Climax Molybdenum Co., 1969
- 6) Symposium : low alloy high strength steels, The Metallurg Co., 1970
- 7) 鋼の強靱性 Toward Improved Ductility and Toughness, Climax Moly. Der. Co., 1971
- 8) Proceedings of an International Symposium on High-Strength, Low-Alloy Steels, ed. M. Korchinsky, Union Carbide Corp, New York, N.Y., 1977
- 9) The Hot Deformation of Austenite, ed. J. B. Ballance, TMS-AIME, New York, 1977
- 10) Materials Engineering in the Arctic, ed. M. B. Ives, ASM, 1977
- 11) Alloys for the Eighties, ed. R. Q. Barr, Climax Molybd Co., 1980
- 12) Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite, ed. A. J. DeArdo, G. A. Ratz, P. J. Wray, TMS-AIME, 1982

素の供給者であったClimax Molybdenum, Union Carbide, The Metallurg, CBMMなども積極的な活動を展開した。日本鉄鋼協会、日本金属学会が共催し、Climax-Mo-lybdenum Co. が後援して1970年に京都で開催した“鋼の強靱性(Toward Improved Ductility and Toughness)”の国際会議、Union Carbide Corp. の主催した“Microalloying 75”は、一時代を画したものとえよう。

また、学協会の主催する講座、講習会は研究・開発に携わる者にとって広く役立つものであった。例えば、日本鉄鋼協会の西山記念技術講座は<sup>\*17</sup>、その時々により時宜を得たテーマを選んで開催されたが、1968年の第1回以来、1975年末までに開催回数35回を数えた。

## 8 おわりに

戦後復興・発展期における高張力鋼をめぐる物理冶金的研究について概観した。急激な成長期にあっては、技術課題に対してややもすれば拙速、表面的処理に陥り易いことは否めないが、科学的な基礎の裏付けがなくては、問題の抜本的解決には到らないし、また新たな発展もない。最近では、物理分析的手法も進歩し、データは蓄積され、コンピュータの活用は普及している。基礎的な課題解決の土壌は培われている。従来の懸案の解決、新たな発展が期待される。

復興・発展期においては、発表論文、国際会議などを通じて先進諸国に学ぶところが多かった。その後の鉄鋼業の各国における消長、設備導入におけるわが国の有利な立場もあって、急速に先進諸国のレベルに追いつき、この分野において世界をリードするに到った。しかし、1970年代半ばから、わが国の鉄鋼生産は頭打ちとなり、成熟期に入るとされて、すでに久しい。後進諸国の追い上げも急であり、わが国は今やかつての先進諸国と同様の立場に置かれている。一方、鉄鋼材料に対するニーズは高度化している。今、研究者、とりわけ研究指導者に最も求められものは、明確なフィロソフィーに基づいた魅力あるターゲットの設定であろう。環境問題、資源問題などに対処するためには、従来よりもより総合的なアプローチが必要となる。いろんな境界を超えた共同研究の必要性はますます増大しよう。

## 参考文献

- 1) 高張力鋼：鋼材倶楽部新製品紹介編集小委員会、JSSC, 3 (1967), 14, 25.
- 2) 堀川一男：日本鋼管技報, No.46；金属, 51 (1981),

- 3.
- 3) 荒木 透：金属, 50 (1980), 1, 73；鉄と鋼, 67 (1981), 16, 2573.
- 4) 柴田浩司：鉄と鋼, 67 (1981), 7, 1026.
- 5) 鉄鋼主要分野における製品開発経緯と今後の展望, (社)鋼材倶楽部, (1988), 7.
- 6) 藤野 博ほか高張力鋼板ワーキンググループ：特殊鋼, 38 (1989), 1, 50.
- 7) 成田 貴一：日化誌, 75 (1954), 1041；77 (1956), 1536；78 (1957), 144.
- 8) 盛 利貞, 時実正治, 中嶋由行, 佐伯俊秀：鉄と鋼, 51 (1965), 2031.
- 9) 千野博孝, 和田 要：製鉄研究, N. 251 (1966), 5817.
- 10) L. S. Darken, R. P. Smith and E. W. Filler：Trans. AIME, 191 (1951), 1174.
- 11) K. Bungardt, K. Kind and W. Oelsen：Archiv f. Eisenhüttenw. 27 (1956), 61.
- 12) R. W. Fountain, J. Chipman：Trans. AIME, 224 (1962), 599.
- 13) K. J. Irvine, F. B. Pickering and T. Gladman：J. Iron Steel Inst., 205 (1967), 161.
- 14) 中村 素, 前田豊生, 栗山良員, 雑賀喜規, 深川宗光：石川島播磨技報, 3 (1963), 117.
- 15) 関根寛, 丸山忠克, 川島善樹果：鉄と鋼, 59 (1973), S636.
- 16) 小指軍夫：制御圧延と厚鋼板の機械的性質, 第36・37回西山記念技術講座, 日本鉄鋼協会, (1975), 63.
- 17) C. Ouchi, T. Sampei, T. Okita and I. Kozasu：The Hot Deformation of Austenite ed. J. B. Balance, AIME, (1977), 316.
- 18) 牧 正志：熱処理, 29 (1989), 278.
- 19) 土生隆一, 宮田政裕, 関野昌蔵, 合田 進：鉄と鋼, 60 (1974), 1470.
- 20) 渡辺征一, 大谷泰夫：鉄と鋼, 62 (1976), 1851.
- 21) 渡辺征一, 大谷泰夫, 邦武立郎：鉄と鋼, 64 (1978), 113.
- 22) 渡辺征一：日本金属学会会報, 19 (1980), 804.
- 23) 大森靖也, 大谷泰夫, 邦武立郎：鉄と鋼, 57 (1971), 1690.
- Y. Ohmori, H. Ohtani and T. Kunitake：Trans. ISIJ, 11 (1971), 250.
- 24) 大森靖也, 大谷泰夫, 邦武立郎：鉄と鋼, 58 (1972), 1076.

\*17 川崎製鉄(株)西山弥太郎氏記念のために寄贈された資金によって運営される講座。現在も続いている。

- Y. Ohmori, H. Ohtani and T. Kunitake : Trans. ISIJ, 12 (1972), 146.
- 25) H. Conrad : Iron and Its Dilute Solid Solutions, ed. C. W. Spencer, F. E. Werner, Interscience Publishers, (1963), 314.
- 26) A. R. Cox : J. Iron Steel Inst., 205 (1967), 55 ; 205 (1967), 203.
- 27) T. Kunitake : Trans. ISIJ, 7 (1967), 254.
- 28) 門間改三, 須藤 一, 上原紀興 : 日本金属学会誌, 32 (1968), 143.
- 29) 邦武立郎 : 鉄と鋼, 54 (1968), 710 ; 鋼の調質組織の強度 セミナー「鉄鋼における変態と析出」日本金属学会, (1968) 92.
- 30) S. Matsuda, T. Inoue and M. Ogasawara : Trans. JIM, 9 (1968), 343.
- 31) M. J. Roberts : Met. Trans. 1 (1970), 3287.
- 32) 松田昭一, 井上 泰, 三村 宏, 岡村義弘 : Symposium "Toward Improved Ductility and Toughness", Kyoto, Oct, (1971).
- 33) 邦武立郎, 寺崎富久長, 大森靖也, 大谷泰夫 : Symposium "Toward Improved Ductility and Toughness" Kyoto, Oct, (1971).
- 34) 大谷泰夫, 寺崎富久長, 邦武立郎 : 鉄と鋼, 58 (1972), 434.
- 35) H. Ohtani, F. Terasaki and T. Kunitake : Trans. ISIJ, 12 (1972), 118.
- 36) S. Matsuda, T. Inoue, H. Miura and Y. Okamura : Trans. ISIJ, 12 (1972), 325.
- 37) 牧 正志, 田村今男 : 鉄と鋼, 67 (1981), 852.
- 38) 寺崎富久長, 大谷泰夫 : 鉄と鋼, 58 (1972), 293.
- 39) Y. Ohmori, H. Ohtani and T. Kunitake : Metal Science, 8 (1974), 357.
- 40) G. R. Brophy, A. J. Miller : Trans. ASM, 41 (1949), 1185.
- 41) 長嶋晋一, 大岡耕之, 関野昌蔵, 三村 宏, 藤島敏行, 矢野清之助, 桜井 浩 : 鉄と鋼, 58 (1972), 128.
- 42) 桜井 浩, 三村 宏, 長嶋晋一 : 残留オーステナイトの挙動と功罪 鉄鋼基礎共同研究会・強度と靱性部会編, (1972), 5.
- 43) 矢野清之助, 桜井 浩, 三村 浩, 脇田信雄, 小沢 勉, 青木宏一 : 鉄と鋼, 59 (1973), 752.
- 44) 小指軍夫 : 制御圧延・制御冷却, 叢書 鉄鋼技術の流れ 4, 地人書館, (1997).
- 45) 上田修三 : 構造用鋼の溶接, 叢書 鉄鋼技術の流れ 9, 地人書館, (1997).
- 46) 牧 正志, 津崎兼彰 : 低炭素鋼のベイナイト組織と変態挙動に関する最近の研究, ベイナイト調査研究部会編, 日本鉄鋼協会, (1994).
- 47) B. L. Bramfitt, J. G. Speer : Met. Trans. 21A (1990), 817.
- 48) 鋼のベイナイト写真集-I, 日本鉄鋼協会, (1992).
- 49) 西沢泰二 : 日本金属学会会報, 26 (1987), 227.
- 50) 西沢泰二 : 鋼における微量添加元素の機能, 第106回講演大会討論会講演概要, 日本鉄鋼協会, (1983), A289.
- 51) M. Wey, T. Sakuma and T. Nishizawa : Trans. JIM, 22 (1981), 733.
- 52) J. Takamura, S. Mizoguchi : Proc. Sixth Int. Iron and Steel Congress, 1 (1990), 591.
- S. Mizoguchi, J. Takamura : ibid., 1 (1990), 598.
- T. Sawai, M. Wakoh, Y. Ueshima and S. Mizoguchi : ibid., 1 (1990), 605.
- 53) 若生昌光 : まてりあ, 35 (1996), 1311.
- 54) 鉄鋼の高強度化の最前線, 日本鉄鋼協会・材料の組織と特性部会・鉄鋼の高強度化研究会編, 日本鉄鋼協会, (1995).
- 55) 鉄鋼の高強度化と信頼性向上, 日本鉄鋼協会・材料の組織と特性部会・鉄鋼の高強度化研究会編, 日本鉄鋼協会, (1997).
- 56) 鉄鋼材料の材質予測・制御技術の現状と将来, 第131・132回西山記念技術講座, 日本鉄鋼協会, (1989).
- 57) 矢田 浩, 瀬沼武秀 : 日本金属学会会報, 29 (1990), 430.

(1998年4月2日受付)