

特別講演

UDC 669.14.001

鉄鋼材料の研究開発における進歩発展

大 竹 正*

Progress in Research and Development of Steel Materials

Tadashi OHTAKE



1. 結 言

科学技術の発達には歴史的にみると、新しい原理または事実の発見が新規な技術分野を開拓し、発展させる場合と、個々の独立したテクニックが体系的に組み合わせられ、テクノロジーとして高次元化への道を進む場合とに大別される。日本の科学技術は、主として後者のタイプで高度成長を遂げた、いわゆる後発国型の発展パターンといわれ、しばしば前者の先進国型パターンと比較されることがある。しかしながらペニシリン、トランジスタ等に代表されるこのパターンによるイノベーションは、今やほとんど影を潜め、高度の体系化を主体とする発展の時代となった。

このような体系的発展は高度化するほど自ら加速する傾向を持つ。例えば 1964 年に *New Scientist* 誌(英国)は、1984 年代の鉄鋼材料について、不純物の材質への影響と機構とが明らかとなり、その制御によつて、より強靱な鋼材が市場に提供され、構造物のイメージを一新すると予測したが、この予測は 3 年も早く 1980 年に実現を見たし、それどころか予測以上の優れた特性のものが得られているようにさえ思える。

日本の鉄鋼業においても今日の隆盛をもたらしたいく

つかの要因の中で、既存知識のシステム化が最も大きいことは否めない。しかし、この中に地味ではあるが着実な独自のパターンの成長があつたことを見過ごしてはならない。それは指導的立場となつたわが国の鉄鋼業として、さらに育成し発展させるべき体質である。今後の多様化する市場ニーズに応える鉄鋼材料の供給には、その基盤として、多元的に集約すべき知識のたゆまざる蓄積が必要なのである。

本稿では、鉄鋼材料研究の進歩発展において、筆者が特に興味を持った結晶粒界の特性と、結晶粒度の材質への影響をとり上げ、その解析と制御とが新しい鉄鋼材料開発へ発展した^{2, 3}の例について述べる。

2. 鋼材の微視的観察および解析技術の進歩

2.1 高温組織観察

鋼の高温組織を観察する手段として、京大佐々木教授の御指導で完成した磁気レンズ方式の熱電子型電子顕微鏡を用いて実験をおこなつた。この電顕は電圧 4000 V で電子放射を促すための活性化には、BaSr 蒸気を用いた。倍率 30 倍、実視野 1.5 mm ϕ という能力で、今にして思えば隔世の感がある。これを使つて、 γ - α 変態¹⁾ や結晶粒の成長挙動を観察し、静的に徐々に進行する Si キルド鋼の結晶粒成長、または動的に瞬発的に進行する Al キルド細粒鋼の異常粒成長²⁾ を眼のあたりに見た印象は強烈で、いまだ忘れえない。

この研究は、Al キルド細粒鋼の γ 結晶粒の成長挙動を詳細に研究するために、従来の熱腐食による γ 粒界現出法を一步進めた効果的な観察法である高温酸化着色法³⁾ の考案につながつた。

これは堅型真空炉で、石英管の最下部に水銀溜があり、 10^{-4} mmHg 真空中で加熱した試料を油柱 60 mm の空気を導入して 3~10 s 酸化後、水銀中に焼入れる方法である。本法は常温で観察でき、しかも新旧粒界の判別を

昭和 56 年 4 月 2 日本会講演大会における西山賞受賞記念特別講演

* 新日本製鉄(株)常任顧問 工博 (Fundamental Research Laboratories, Nippon Steel Corp., 1618 Ida Nakahara-ku Kawasaki 211)

誤るおそれがない利点がある。

2.2 超高圧電子顕微鏡活用技術

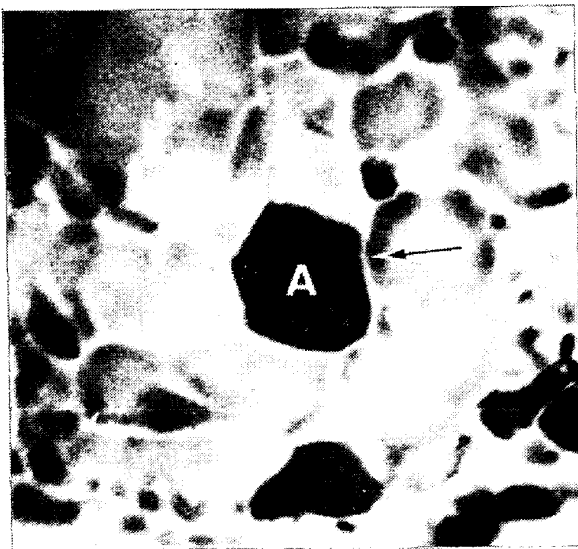
高倍率の電子顕微鏡が鉄鋼材料の研究に本格的に使われはじめたのは昭和25年頃からで、レプリカ法による間接観察であつたが、抽出レプリカ法を経て薄膜試料で静的な微細組織を直接観察できるようになつたのは、10万Vクラスの電顕が現れた昭和35年頃からである。その後、15年を経ずして、高電圧技術の発達は100万Vクラスの超高圧電顕を実現させるにいたつた。これは従来電顕に較べて、5倍以上厚い試料を観察することができる。この特徴を利用して、材料の相変態、回復、再結晶、析出、固溶などの諸現象や、塑性変形の際の転位の運動、その相互作用などの動的観察が可能なるほかに、画像が鮮明になり、250Åの析出物が分離解析できる。

Photo. 1は $\gamma/\alpha+p$ 変態の動的観察の例である³⁾。変態前の γ 粒の結晶方位を電子線回折で決めておくことにより、 γ と α の間の結晶方位関係を直接決定すること

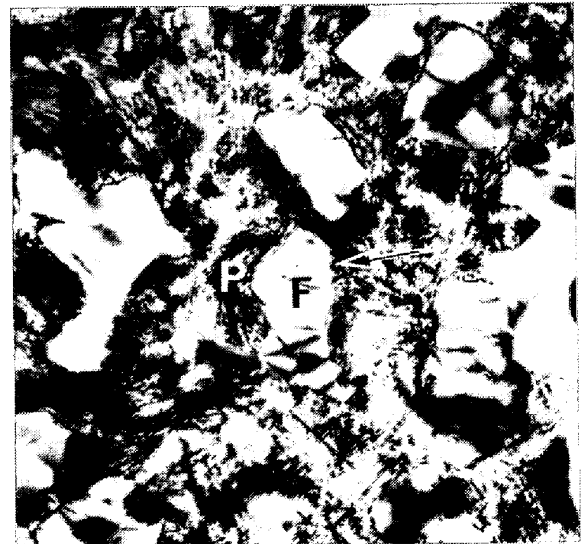
ができる。解析の結果、 γ と α の間にはKurdjumov-Sachsの方位関係がほぼ成り立つこと、 α 相の成長は非整合な γ/α 界面の移動によつて起こることがわかつた。一般にポリゴナルフェライトの生成は拡散変態で起こるため方位関係はないと想像されていたが、動的観察結果によればポリゴナルフェライトといえどもその核生成段階においてはマルテンサイト変態と同様な剪断機構が働いていることがわかる。

この知見から鋼の未再結晶域での熱間圧延において、オーステナイトの集合組織が、Kurdjumov-Sachsの方位関係を通して、フェライト集合組織に継承されるといふ理解をえた。

超高圧電顕のもう一つの利点は比較的低い倍率で広い視野の組織観察が可能なることである。たとえば1500~2000倍で100枚以上の連続写真を撮ることができる。その結果、電顕組織と光顕組織の対応づけが容易となり、材質を理解する上で非常に役に立つ。この低倍率広



Austenite before transformation



Ferrite and pearlite after transformation



Photo. 1. Successive stages of growth of proeutectoid ferrite.

域観察法は鋼の溶接部，電磁鋼の一次再結晶過程⁴⁾，自動車用2相ハイテンのように不均質な組織を有する鋼材の解析に威力を発揮する。

また透過能の大きさを利用して非金属介在物の内部構造を観察することもできる。

この他，電顕発達方向の一つとして，電子線走査結像方式に，エネルギー分散型X線検出器(EDX)を組み込んだ分析電顕は，組織観察，電子線回折および組成分析を同時におこなうことができる。

2.3 界面分析技術

結晶粒界の不純物の偏析や鉄の不動態皮膜など2~3原子層から数10原子層という薄い層の成分や状態の変化が材料特性に大きな影響をもつことがわかってきたが，このような変化は電子顕微鏡などでは調べられず，界面分析技術の進歩が大きな武器となっている。Fig. 1はその原理と特徴を示したものである。

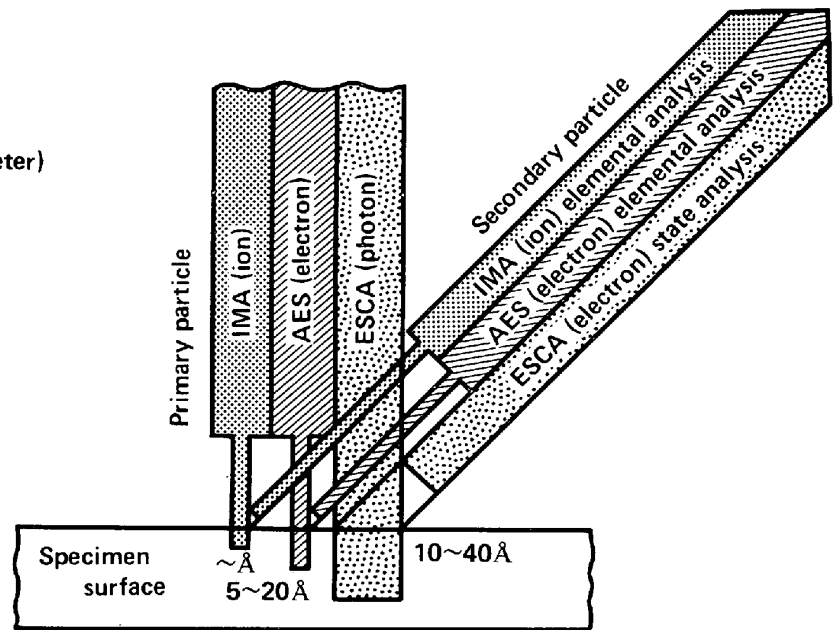
界面分析は現在まで薄板の表面偏析と塗装耐食性の関係をはじめ，表面処理鋼板の接着強度の解析，ステンレ

ス鋼や耐食鋼板の不動態皮膜の解析，低合金鋼の粒界割れの研究，低合金鋼の応力除去焼なまし割れの要因調査，ステンレス鋼・超合金の熱間加工割れの研究などに広く活用されている。

2.4 集合組織解析技術

鉄鋼材料の製造工程において形成する集合組織はその成品特性に種々の影響を及ぼし，集合組織制御は重要な材質制御技術である。集合組織は極点図により測定されるが，その人手と時間を要した作業はラボラトリーオートメーションの利用⁵⁾で全自動化が可能となった。それとともに電算機に蓄積したデータを活用して，三次元結晶方位解析法が実現した。この方法によれば，個々の結晶方位を分離して，その存在量を決定できるので，材料特性と集合組織の定量的関係，集合組織形成過程を正確に把握できるようになった⁶⁾。これによつて得られた知見は，極軟鋼板の深絞り性向上，電磁鋼板の特性向上，ステンレス鋼板のリジング防止，制御圧延鋼板のセパレーション防止などの集合組織制御技術に活かされている

IMA (Ion Micro Analyzer)
AES (Auger Electron Spectrometer)
ESCA (Electron Spectrometer for
Chemical Analysis)



	Detection limit	Minimum analysis area	Element not to be detected	In-depth analysis	Information depth	Ultimate pressure	Characteristics
IMA	~50ppb (B in Si)	1~2μmφ	NO	YES	~Å	2x10 ⁻⁷ Torr	Specific ion image, high sensitivity for heavy element
AES	~0.1%	~1μmφ	H, He	YES	5~20Å	5x10 ⁻¹¹ Torr	high sensitivity for light element (C, N, P, S, O), capable of analysis for Å layer
ESCA	~1%	~2mmφ	H, He	YES	10~40Å	5x10 ⁻¹¹ Torr	State analysis using chemical shift

Fig. 1. Schematic illustration of surface analyses.

が、詳細は割愛する。

3. 鋼の粒界特性と結晶粒度制御技術の発展

3.1 溶体脆性と粒界特性

戦後しばらくの間、わが国の鉄鋼材料は熱間加工に際し、延伸方向に対し直角に連続的に発生するひび状の小さき裂に悩まされた。この疵は鋼中に含まれる Cu, Sn, As 等の不純物が、加熱中の鋼の選択酸化で鋼材表面に低融点の合金層を形成し、結晶粒界に侵入して起こると説明されていたが、疵発生に至る機構については意見が一致していなかつた。その発生機構について研究し、その積極的防止案について提案した⁷⁾。

これらの問題は、その後、資源状況の好転により一応解決されている。

Al キルド細粒鋼は、普及当初、熱間加工時に起こるわれが問題となつた。これは一種の熱間脆性が原因で、通常の Al と N 含有量では、800~900°C で AlN が粒界に析出して生じる粒界脆化であり、Fig. 2 のように鋼中 Al% が高いほど著しくなる⁸⁾。防止法としては AlN が分解固溶する高温で加熱加工するか、少量の Ti の併用により解決できることを提案した⁹⁾。

この方法は、Al 含有量の高い調質高張力鋼の圧延に活用されているが、Al キルド鋼の連続鋳造における割れ防止にも適用される可能性がある。

3.2 Al キルド鋼の細粒性と異常粒成長

先に述べた高温組織観察手段としての熱陰極型電子顕微鏡や高温酸化着色法を用いて、Al キルド細粒鋼の材質を劣化させる混粒を防止する研究をおこなつた²⁾¹⁰⁾¹¹⁾。

Fig. 3 は実験結果の一例で、Table 1 に示す A, B, C の試料を加熱した場合、AlN の溶解とオーステナイト粒の粗大化との関係を示している²⁾。すなわち、AlN は

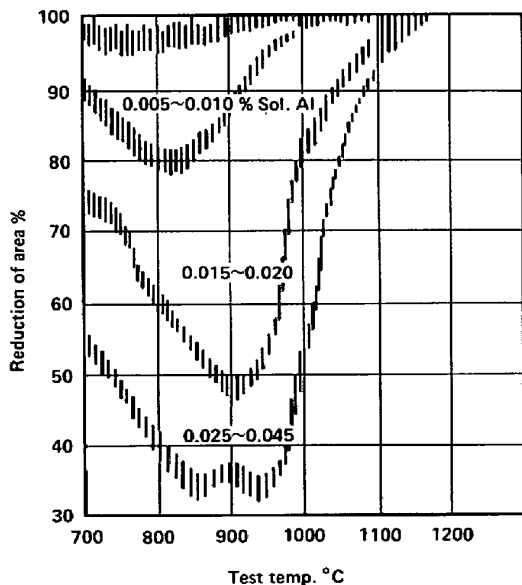


Fig. 2. Relationship between forming temperature and ductility of various Al content steels.

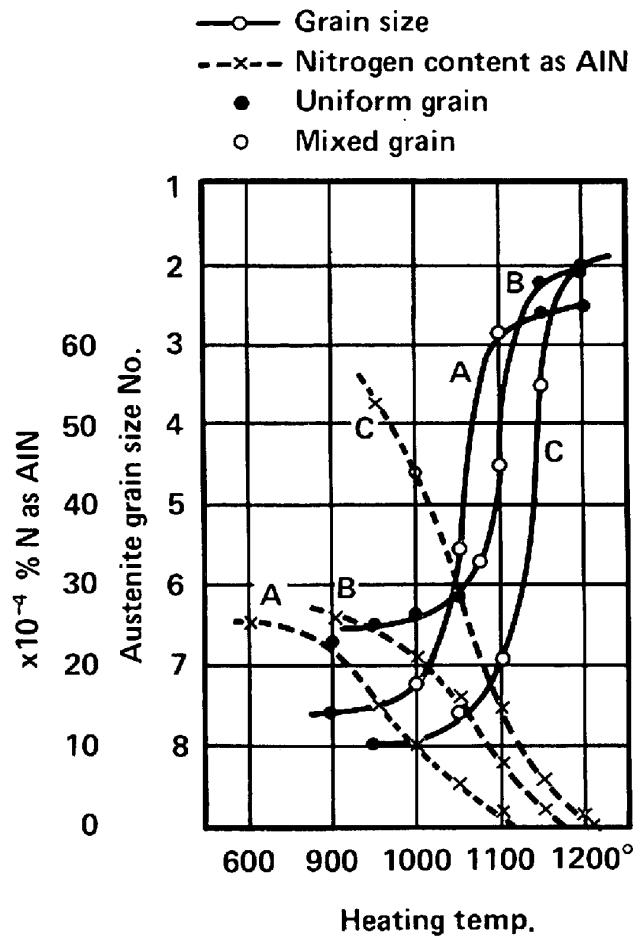


Fig. 3. Influence of Al nitride on austenite grain coarsening behavior (Heating time: 20 min).

Table 1. Chemical composition of samples.

Sample	C	Si	Mn	P	S	Mo	Total Al	Total N
A	0.13	0.21	0.77	0.020	0.018	-	0.015	0.0040
B	0.11	0.03	0.46	0.010	0.029	-	0.038	0.0041
C	0.08	0.21	0.58	0.009	0.013	0.40	0.021	0.0079

1100~1200°C でほとんど完全に分解するが、その温度依存性は成分により異なる。オーステナイト粒は AlN の分解と対応して急速に粗大化し、AlN が消失する温度で最大となり、その中間温度では混粒を示す。(図中・印は整粒、○印は混粒を示す。) 詳細な実験の結果、細粒を保持するためには、保定温度において、N as AlN として 10~25 × 10⁻⁴% 程度必要で、これが分解固溶して 1~5 × 10⁻⁴% 以下になると粗整粒組織となることがわかつた¹¹⁾。

3.3 TiN によるオーステナイトの細粒化

TiN は AlN より高温まで安定であるが、その細粒化効果は必ずしも AlN より強くなく、条件により異なるといわれていた。そこで高温で未溶解の TiN のうち、どのような大きさの TiN が細粒化に寄与しているかを調べるために、TiN の粒度別分析をおこない、粒度との相関を求めた。その結果は Fig. 4 に示すように、0.10

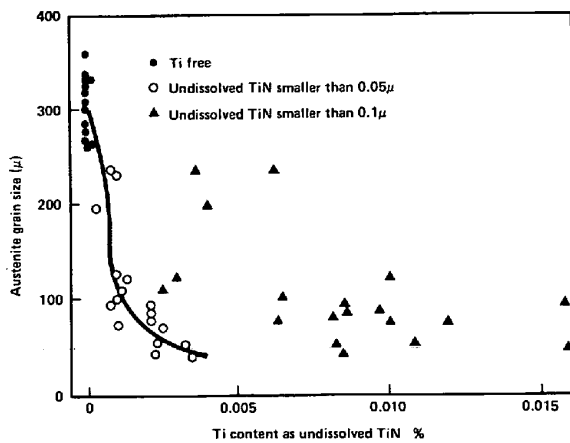


Fig. 4. Relation between austenite grain size and Ti content as undissolved TiN smaller than 0.05μ or 0.1μ at 1400°C .

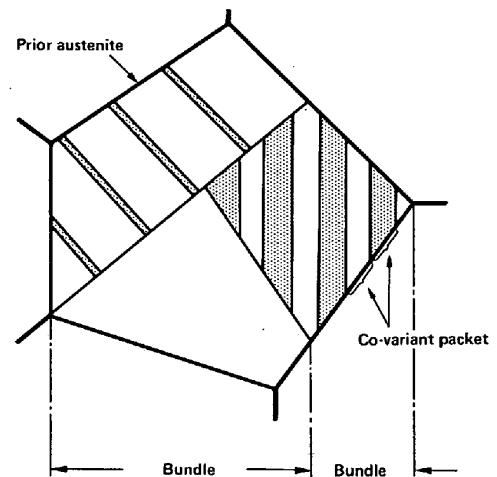


Fig. 6. Schematic figure of crystallographic aspect of tempered martensite.

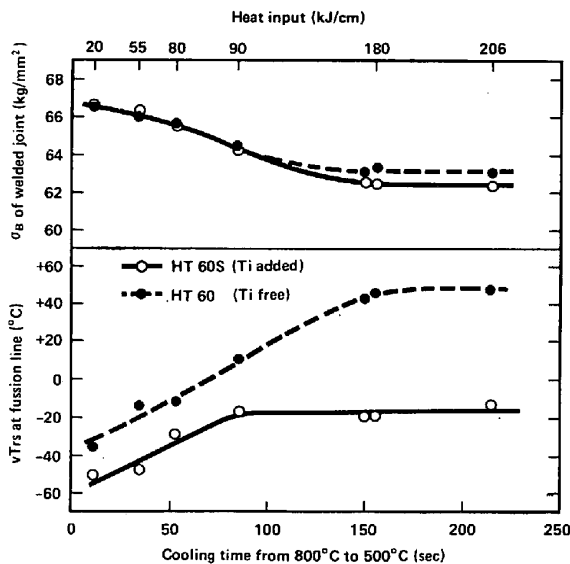


Fig. 5. Relation between strength and toughness of welded joint and cooling rate at fusion line.

μ 以下の大きさの TiN よりも 0.05μ 以下の方が、少量で細粒化に寄与していることがわかり¹²⁾, TiN 析出条件の検討がおこなわれた¹³⁾.

このような微細 TiN による細粒化作用は、大入熱溶接用鋼や、ラインパイプ用鋼に活用されている¹⁴⁾.

Fig. 5 には 60 kgf/mm^2 級高張力鋼で、微細 TiN を含む HT 60 S のほうが含まない HT 60 より、溶接継手部 fusion line の vTrs がすぐれていることを示している¹²⁾.

3.4 調質鋼の靱性と有効結晶粒

1958 年 PETCH によつて、フェライト鋼の靱性が結晶粒の微細化によつて向上することが理論的に示されたが、調質高張力鋼の複雑な焼もどしマルテンサイトや焼もどしベーナイトの靱性と組織を理解することはできなかった。そこで、調質鋼の靱性を統一的に組織面から評

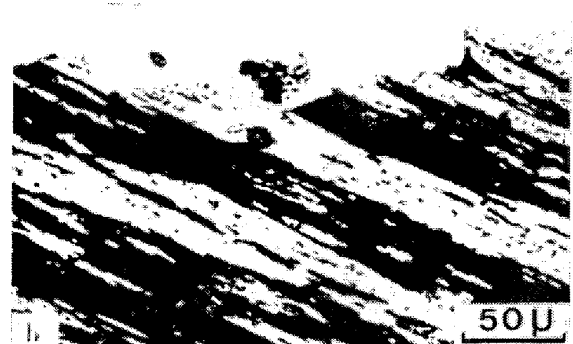


Photo. 2. Section of nickel-plated fracture surface of tempered martensite, etched in a modified Kalling reagent. Note change in direction of fracture at co-variant packet boundaries.

価する基本概念を探索する研究をおこない、有効結晶粒という組織単位を定義すればよいことが明らかとなった¹⁵⁾.

Fig. 6 は結晶学的特徴を示す模式図で、一見複雑な組織にも、同一方位のマルテンサイトあるいはベーナイト・ラス群から構成される領域がある。へき開破壊の伝播径路はこの co-variant packet の境界 (白黒模様のおのおのが 1 個の co-variant packet に相当) で方向を変え、あたかも、co-variant packet がフェライト粒の機能を果たしているように見受けられる (Photo. 2)。そこで、へき開破面の大きさを測定し、その大きさでもつて有効結晶粒を定義し、種々のオーステナイト粒度をもち、なおかつマルテンサイト、ベイナイトの混合比率の異なる組織の靱性 (vTrs) を有効結晶粒径 d の $1/2$ 乗の逆数 ($d^{-1/2}$) に対してプロットすると、一本の直線関係で整理される¹⁵⁾。(Fig. 7)。

上述した有効結晶粒度という概念は、調質高張力鋼はもとよりのこと、その後低温用鋼、ラインパイプ、レールなどの素材の靱性評価、さらに溶接性構造物の継手靱性の評価においても極めて有力な武器となり、また、今

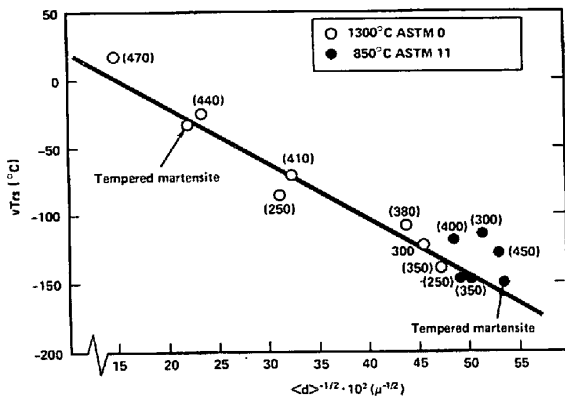


Fig. 7. Dependence of impact-transition temperature vTr_s on mean effective ferrite grain size $\langle d \rangle$. Figures in parenthesis represent bainite transformation temperature.

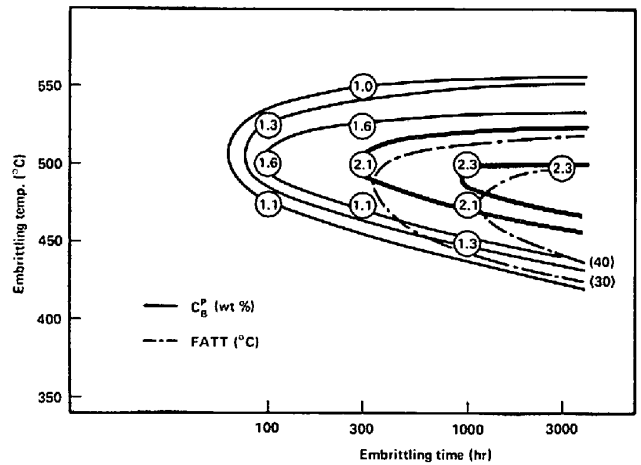


Fig. 8. C curve for grain boundary segregation of P (C_p %) and embrittlement (FATT) of $2\frac{1}{4}$ Cr-1 Mo steel.

後、新鋼種開発に際しても、靱性改善の普遍的原理として、効果を発揮するものと考えられる。

3.5 焼もどし脆性と P の粒界偏析

鉄鋼材料の材質、品質に関する問題では介在物、析出物にかかわるものが多い。不純物元素の局部偏析による粒界脆化は特殊な問題ではあるが高級鋼においては重要である。代表的な例として、焼入鋼の焼もどし脆化とか、応力除去焼なまし時の脆化、あるいは中間温度における使用中脆化等がある。

P, Sb, Sn などの不純物元素が鋼を脆化させることは前世紀末から知られており、500°C 近傍で起こること、現象が粒界破壊に関するものであることはわかっていたが粒界偏析を直接測定する方法がなく、現象の理解は進まなかつた。この問題については、オージェ電子分光による直接測定で、いろいろなことが明確になつた。

鉄鋼協会では、材料研究委員会において、各社が研究を分担し、C含有量、結晶粒度、組織等の影響が系統的

に整理された。

実用鋼においてはもつぱら P が問題になり、一般に P の粒界偏析量の大小で脆化はよく説明できる。

$2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼は焼もどし脆性の現れる温度域で長時間使用されるため焼もどし脆性についての配慮が必要である。この材料についての研究結果の 1 例を Fig. 8 に示す¹⁶⁾。図には脆化の C 曲線と P の粒界偏析の C 曲線を示してあるが、両者が類似の挙動を示すことがよくわかる。しかし低温長時間側ではかなりのずれがあり、このことは粒界に微細に析出する析出物の影響も考慮しなければならないことを示す。

最近の精錬法の進歩は著しく、P なども必要に応じ十分低い値に下げられるので材料ごとに必要限界 P 量を調べそれ以下にすることにより焼もどし脆性は十分低減できるのが現状である。

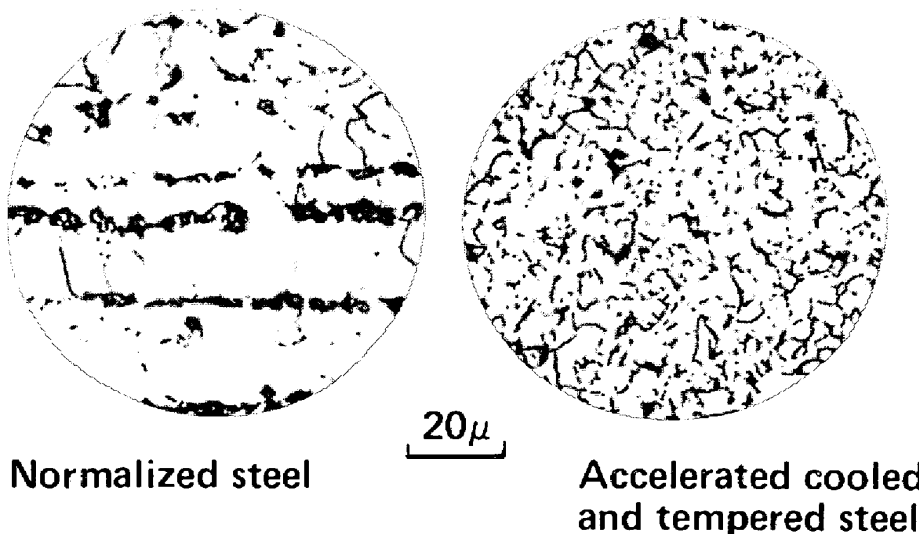


Photo. 3. Micro structures of normalized steel and accelerated cooled and tempered steel.

4. 高級鋼の研究開発への展開

4.1 厚鋼板

LPG タンク用厚鋼板の低温靱性を向上するために、最初に成功したのは、低 C-Si-Mn 鋼の強制冷却焼もどし法による細粒化である¹⁷⁾。Al と N 含有量が高目で S 量が低いことも必要条件で、前者は細粒化を安定にし、後者は衝撃値の Shelf Energy を高める。Photo. 3 は、通常の焼ならしと強制冷却焼もどし後の組織を比較したもので、 vTr_s において約 50°C の差がある。この鋼は 1959 年に開発され、それまで用いられていた 2.5%Ni 鋼 (ASTM-A 203) に代わって大量に使用され、現在でも低温用鋼の主流をなしている。

この強冷焼もどし法は、press quench ; 法を経てさらに強力な roller quench 法となり、調質高張力鋼の黄金時代を築いた¹⁸⁾。橋梁、建築、圧力容器、船舶等、ほとんどすべての巨大構造物に各種の高張力鋼が使われているが、特に New York の World Trade Center Bldg は、当時世界最高のビルに国産の $50\sim 80\text{ kg/mm}^2$ 鋼が 11 種類、42000t 使用され、約 20% 重量を軽減して世界の注目を集めた。これらの鋼は、すべて強靱性を付与するために粒度制御が重要なポイントとなる。

一方 9%Ni 鋼で観察された残留オーステナイトによる C, N 等の scavenging 効果への注目は 5.5%Ni 鋼の 2 段焼入法¹⁹⁾ (QLT 法) として発表し、焼入焼もどし鋼における大幅な材質改善をもたらした、他の鋼種へと適用された。

圧延条件を制御することにより、オーステナイトを細粒化し、微細フェライト粒を得ようとする試みは、断片的に研究されていたが、本格的な研究が開始され、Fig. 9 のように、動的再結晶と静的再結晶の現象論的關係が明らかにされた²⁰⁾。このような研究と平行して、Nb 添加鋼を基本とする制御圧延技術の分野がその幕を開いた。

1970 年から生産が開始された Trans Alaska Pipe Line System (TAPS) は、制御圧延法をはじめて完成し実用化した点で特筆すべきものである。微量の Nb が顕著な析出硬化を示すことは古くから知られていたが、靱性が劣る欠点があつた。これを改善する基本となつたのは、制御圧延によるオーステナイト粒の微細化である。実際には強力な圧延機で大圧下を加え γ 粒を再結晶で微細化し、次いで NbCN が析出した状態で再結晶を起こさない温度域での圧延をおこなうと、変態した α は粒 No 12 まで、極めて微細化され、Nb の析出硬化とともに強靱化される。この制御圧延法は、コンピュータ制御された大容量圧延機の誕生と、結晶粒界の移動特性や、再結晶挙動の解析技術とがあいまって実現したものである。

この制御圧延法は、鋼の成分と組み合わせて、さらに高級鋼の製造を可能にした²¹⁾。すなわち $C \leq 0.05\%$ 、

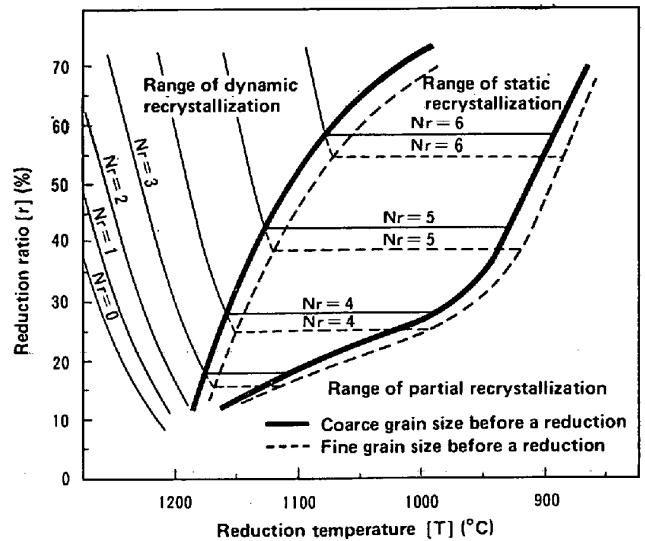


Fig. 9. Effect of reduction ratio, reduction temperature and grain size before a reduction on static and dynamic recrystallized grain size (SM50).

Mn=1.5~2.0% を含む鋼に少量の Mo, Nb, B, Ti 等を添加し、TiN の微小相で γ 粒を細粒化し、制御圧延後、析出硬化した微細なアシキュラーフェイイト組織とするもので、連続鋳造にも適しており、使用性能面からもラインパイプだけではなく、広汎な用途が期待される。Table 2 は圧延組織を従来の制御圧延法と比較したもので Table 3, 4 はそれぞれ 56 in 径パイプとしての化学成分と機械的性質の例を示す。

制御圧延法は最近 A_3 点の壁を破つて α - γ 2 相域圧延の段階に入った²²⁾。この場合には、上述の制御圧延で経験した現象の他に、フェライト相の加工硬化、回復、集合組織等が加わり、極めて複雑な変化をするから、その解析と制御はますます重要かつ高度の技術を必要とする。

4.2 薄鋼板

冷延鋼板には、その主たる用途が自動車車体部品のプレス成形などにあるため、基本的には優れた加工性（破断伸びや \bar{r} 値の大きいこと）が要求される。これらの鋼板の製造にあたっては、冷延のあとの焼なましで十分な結晶粒成長を促進し加工性の向上を図るのが通例である。焼なまし時間が極めて短い連続焼なましでは、その短時間のうちに十分な粒成長を達成させるため、靱性改善などを意図した細粒化とは全く逆の冶金学的手段の講じられることが多い。この目的のためには、鋼中の不純物元素などを低減して純鉄に近づけることが理想的ではあるが、経済性を考えれば scavenging 効果の利用が実際的である。つまり、粒成長の阻害につながる不純物元素 (C, N, S など) を合金元素 (Ti, Mn, B など) により少量の析出物として固定無害化し、実質的に純鉄に近い状態を得る方法である。この場合、不純物元素と合金元素の量的關係が、それらで構成される析出物の化学

Table 2. Comparison between newly-developed and conventional bainitic steels.

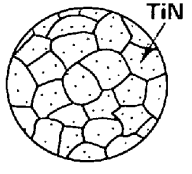
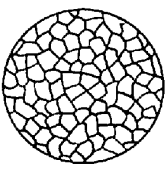
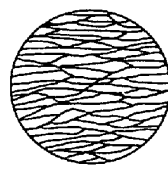
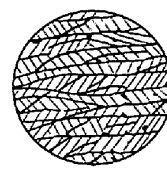
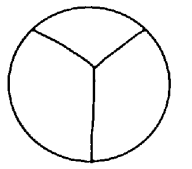
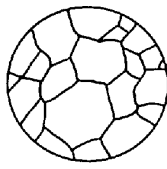
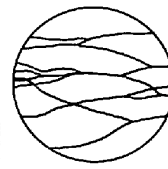
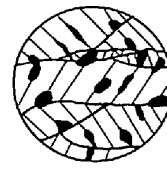
Steel	Chemical composition	Plate rolling			Microstructure	Properties
		Slab heating	Rough rolling	Finish rolling		
Newly-developed ULCB steel	1. Ultra-low-carbon content 2. Finely dispersed TiN particles. 3. Mn, Nb, B etc.	Suppression of austenite grain growth by finely dispersed TiN  ASTM No. 5 to 6	Fine and homogeneous recrystallized austenite grain 	Elongation of austenite grain and formation of deformation bands. 	Fine and homogeneous bainitic structure 	Excellent combination of strength, toughness and weldability.
Conventional bainitic steel	1. Carbon content approximately 0.10% 2. Mn, Cr, Mo etc.	Coarse and heterogeneous austenite grain  ASTM No. -3 to 0	Coarse and heterogeneous recrystallized austenite grain 	Insufficient reduction in non-recrystallization region of austenite 	Coarse bainite 	Good toughness in both base metal and HAZ

Table 3. Chemical compositions of newly-developed bainitic steels.

Grade	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	Nb	(%) Ti
X-70	0.020	0.13	1.89	0.020	0.002	-	-	0.048	0.016
X-80	0.018	0.16	2.01	0.019	0.003	0.32	0.30	0.052	0.018

Grade	B	Al	N	*1) Ceq.	*2) Pcm
X-70	0.001	0.044	0.0025	0.335	0.124
X-80	0.001	0.041	0.0024	0.434	0.154

$$*1) \text{ Ceq.} = C + \frac{\text{Mn}}{6} + \frac{\text{Cr} + \text{Mo} + \text{V}}{5} + \frac{\text{Ni} + \text{Cu}}{15} (\%)$$

$$*2) \text{ Pcm} = C + \frac{\text{Mn} + \text{Cu} + \text{Cr}}{20} + \frac{\text{Si}}{30} + \frac{\text{V}}{10} + \frac{\text{Mo}}{15} + \frac{\text{Ni}}{60} + 5\text{B} (\%)$$

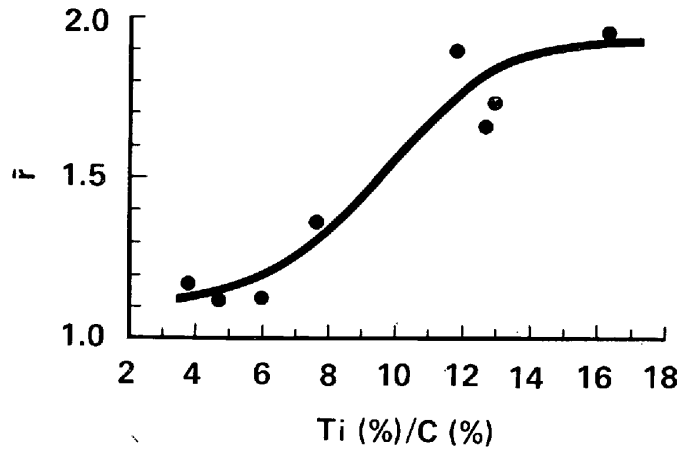
量論的關係に近いときに特に優れた加工性が得られる (Fig. 10)²³⁻²⁵).

省エネルギー化の観点から、最近では自動車の車重軽減の目的で鋼板の強度をあげ板厚を薄手化する方向が注目されている。この場合、加工性をあまり損うことなく強

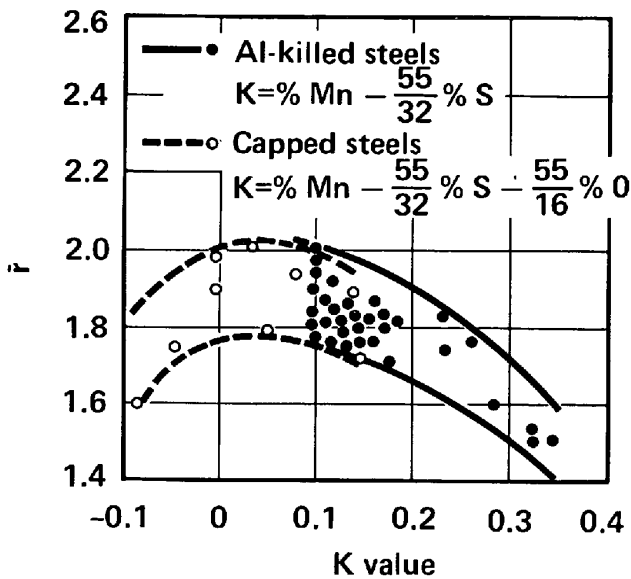
度の上昇を図るのが好ましい。強化の方法としては、固溶体強化 (P, Si などの利用) や析出強化 (Ti の炭・窒化物など) が一般的であるが、連続焼なましを利用した独特な強化手段も適用できる²⁶⁾ (Fig. 11)。バッチ焼なましとは異なり連続焼なましでは均質に焼なましするこ

Table 4. Mechanical properties of newly-developed bainitic steel pipes.

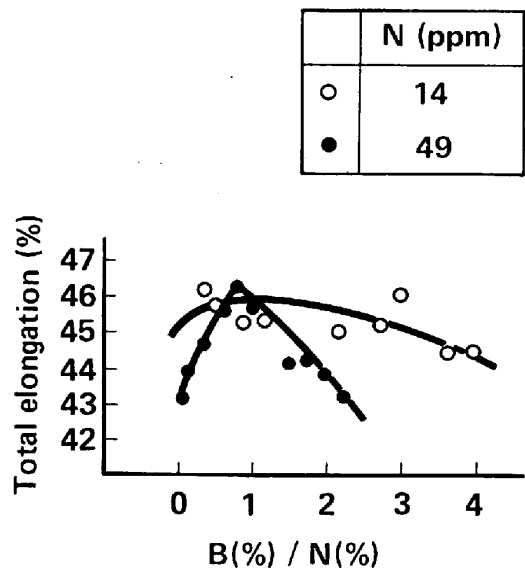
Grade	Direction of test	Tensile properties				Charpy V-notch impact properties		BDWTT
		Yield strength	Tensile strength	Elongation in 50.8mm	Yield ratio	Energy at -20°C *)	50% Shear FATT	Shear fracture area at -20°C
X-70	Longitudinal	520 MPa	630 MPa	38 %	83 %	202 J	< -80 °C	- %
	Transverse	542	653	38	83	141	< -80	100
X-80	Longitudinal	591	716	35	83	176	< -80	-
	Transverse	633	746	33	85	131	< -80	100



(a) Ti bearing super drawing quality steel



(b) Al-killed steel and capped steel



(c) Boron treated steel

Fig. 10. Application of scavenging effects to the improvements of ductility and deep drawability of continuously annealed steel sheets.

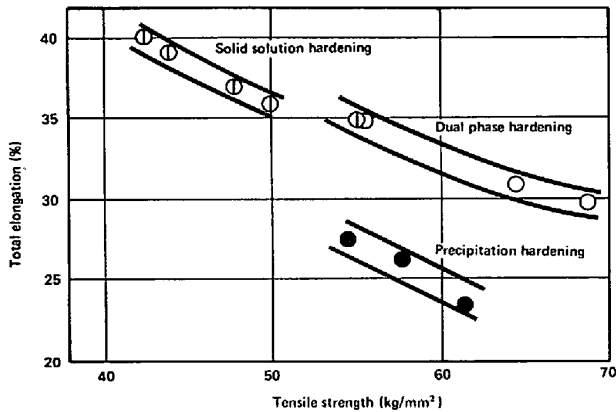
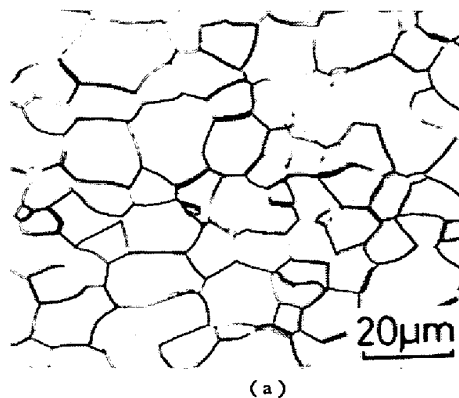


Fig. 11. Strength-ductility relationship of various high tension steel sheets.

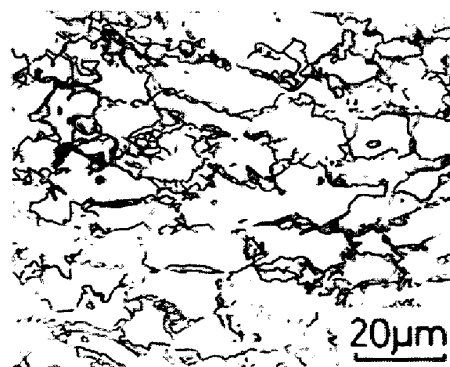
とが可能のため、低温焼なましで結晶粒の成長を抑制する細粒強化が工業的に安定して実施できる。さらに、連続焼なましの応用例として興味あるのは dual phase 鋼の場合である。この鋼の基本概念は、前述した 5.5%Ni 鋼の 2 段焼入法と共通しており、微量の γ 相に C, N 等の scavenging 効果をもたせ、フェライト相を高純度化しようとするものである²⁷⁾。この種の鋼板は Mn などの合金元素を多少増量した素材を用い、冷延後 $\alpha + \gamma$ 2 相域温度で保定したのち適正冷却速度で急冷して製造される。その結果、高純 α 相と焼入れ硬質相の混合組織が得られ、強度-延性関係が著しく改善される (Photo. 4)。これと同様の組織は、熱延工程における $\alpha + \gamma$ 2 相域仕上げと極端な低温捲き取りの組み合わせによつても得られ、熱延まま dual phase 鋼の製造も可能である²⁸⁾。

4.3 ステンレス鋼

フェライト系ステンレス鋼はオーステナイト系ステンレス鋼の欠点である塩化物環境中での応力腐食割れを生じない特長を有しているが、加工性あるいは溶接性が劣るため用途がきわめて限られていた。このフェライト系ステンレス鋼の欠点は高純化、すなわち C および N 量を低下させることにより改善できることは広く知られており、近年の VOD 等の製鋼技術の進歩とあいまつて工業材料として使用され始めている。



(a)



(b)

Photo. 4. Micro structures of regular low carbon steel (a) and dual phase steel (b).

ここでは溶接構造用フェライト系ステンレス鋼の開発過程において、重要な役割を果たした結晶粒界性状および析出物の制御について紹介する。

まずこの鋼は、CとNを低くして焼なまし後急冷すれ

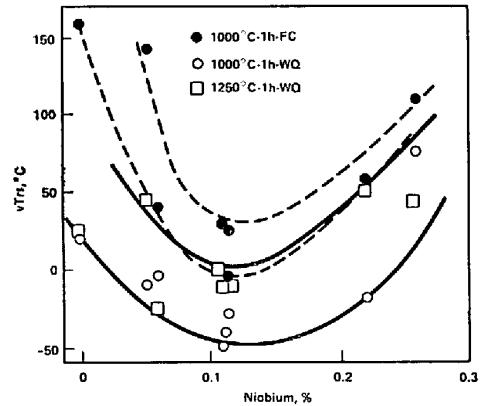


Fig. 12. Effect of niobium and heat treatment on the fracture transition temperature of 21Cr-1Mo steels (C+N=0.010 to 0.015%).

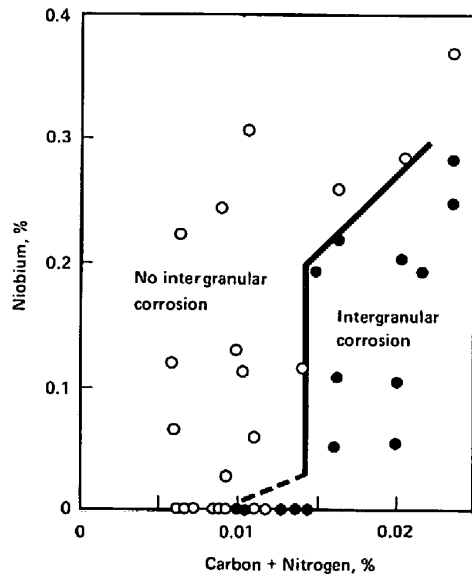


Fig. 13. Effects of carbon, nitrogen and niobium on the intergranular corrosion of 19Cr-2Mo steels heat treated at 1250°C.

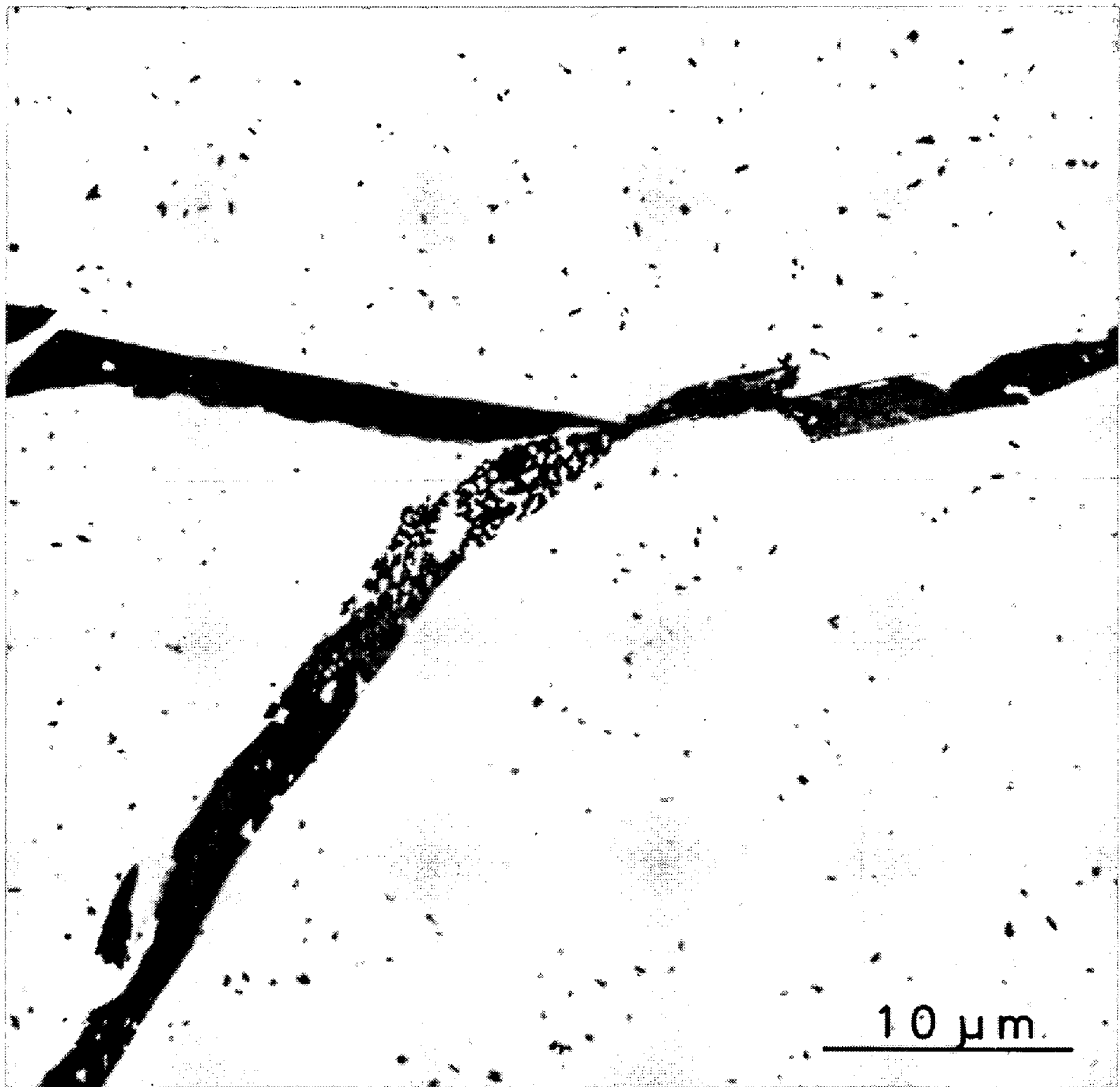


Photo. 5. Continuous films of chromium nitride formed at grain boundaries in 19Cr-2Mo steel [1 000°C×10 min WQ+800°C×30 min WQ].

ば $vTrs$ は顕著に改善されるが、徐冷したり、溶接などの熱サイクルを受けると、Photo. 5 に示す Cr 炭窒化物の粒界析出による脆化と、周辺の Cr 欠乏層によつて酸に対する粒界腐食敏感性を示すようになる。これらを防ぐためには、Nb で C と N を固定するのが有効で、Fig. 12 に示すように、 $vTrs$ は $Nb=10 \times (C+N)$ のとき最も改善される²⁹⁾。また粒界腐食については、Fig. 13 に示すように $(C+N) < 150$ ppm として少量の Nb を添加すれば明瞭な効果があり、かつ経済的でもある。

以上の靱性および耐食性に対する C, N 量および Nb 量の検討結果より、溶接部の靱性、耐食性のすぐれた溶接構造用 19Cr-2Mo 系ステンレス鋼を開発した。この材料の溶接構造物への適用性は各種大型試験による破壊靱性の評価およびモデルタンクの試作により確認された。

次にオーステナイト系ステンレス鋼の応力腐食割れ(粒界 SCC) は 1930 年代後半から報告されているが、1965 年頃、軽水炉(BWR)における 304 ステンレス配管

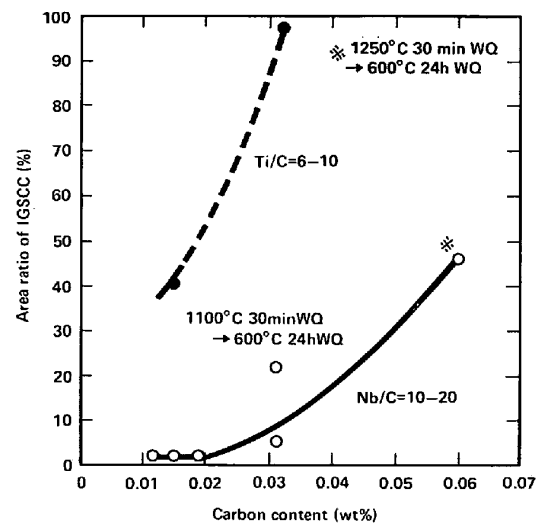


Fig. 14. Effect of stabilization of carbon by titanium and niobium on intergranular stress corrosion cracking.

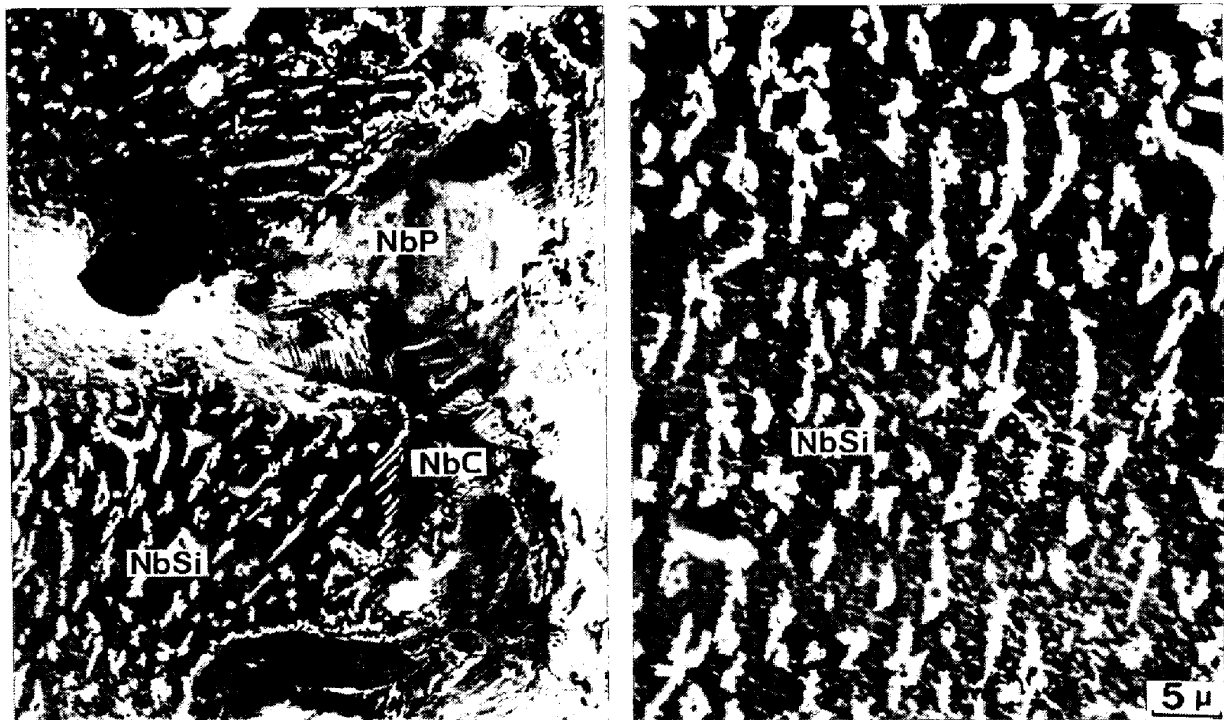


Photo. 6. NbP, NbSi and NbC on Grainboundaries of Type 347 fractured by gleeble test.

の HAZ 割れが報告されてから多くの研究が始められた。

この割れは粒界に $Cr_{23}C_6$ が析出し、 $600^{\circ}C-24h$ の鋭敏化処理後は約 400\AA の Cr 欠乏層と 100\AA の P 偏析部に起こることが AES により認められた³⁰⁾。したがって C と P を極力低下し、さらに Nb と Ti により C を固定するのが効果的である。Fig. 14 に示すように Nb の方が Ti より有効であり、特に $C < 0.02\%$ のとき Nb/C = 15 程度で十分である。

一方 Nb 添加鋼の SCC と P 量との関係は明瞭ではないが、溶接部高温割れを減少するために P を低下する必要がある。Nb 添加鋼は低融点化合物の粒界析出のため HAZ の高温割れを起こしやすいといわれる。Photo. 6 はグリーン試験機による 347 ステンレス鋼の融点近傍の破面を SPEED 法³¹⁾で処理し、粒界生成物を同定したものであるが、Nb の P 化物および Si 化物が明瞭に認められる³²⁾。

以上の知見から低 C ($\leq 0.02\%$)、低 Nb (≤ 0.3)、低 P ($\leq 0.015\%$) のステンレス鋼は、耐粒界 SCC 性、耐粒界腐食性および溶接性の面から、極めてすぐれた特性を示す。

5. 結 言

今日の鉄鋼材料の進歩を支えてきた要素の一つとして、鋼の微視的観察技術をベースとした材料認識の流れとその具体的展開について述べた。もとよりこの流れは孤立したものではなく、微量成分制御を可能にした炉外精錬技術の発達や、高効率、高精度の工程制御技術等の

進歩に負うところが大きい。

鋼材の高品質化は、それ自体華々しい進歩であることは疑いないが、他方において小ロット多品種化とコスト高を招きうることを忘れてはならない。しかもこの傾向は、省エネ省資源が叫ばれる昨今の市場ニーズの多元化によつて、ますます拍車をかけられつつあり、ともすれば技術疎外の販売競走を刺激する可能性もある。したがって現在、われわれが直面する問題は、いかにして工程上の迂回と不連続を排除し、より直接かつ簡略に品質を最適化するかということに尽くされる。このために新しい手法の探究と活用の努力は今後とも絶え間なく続けられるであろうし、進歩のパターンとしての独創と体系化の有機的連繋はますます高次化されるに違いない。そうならばこそ、目前の皮相的情報に攪乱されることなく、基本的な現象の理解と考量と配列とがますます不可欠となるであろう。そして、かかる省察が鉄鋼業の洋々たる未来に対するささやかなプロローグになりうれば幸いである。

文 献

- 1) 大竹 正: 製鉄研究, 204 (1953), p. 286
- 2) 遠藤勝治郎, 大竹 正: 日本金属学会誌, 19 (1955) 2, p. 51
- 3) H. MORIKAWA and T. SATO: Proc. 4th International Conference, HVEM, Toulouse (1975), p. 289
- 4) 谷野 満, 松尾宗次, 進藤卓嗣, 酒井智彦, 速水哲博: 鉄と鋼, 67 (1981), S579
- 5) 谷誠一郎: 計量管理, 27 (1978) 11, p. 33
- 6) 松尾宗次, 速水哲博, 谷誠一郎: 鉄と鋼, 58

- (1972), p. 21
- 7) 大竹 正, 石崎敬三, 江口直記: 日本金属学会誌 23 (1959) 1, p. 15
 - 8) 大竹 正: 製鉄研究, 220 (1957), p. 1724
 - 9) 大竹 正, 権藤 永, 河野拓夫, 福田義家: 鉄と鋼, 47 (1961) 10, p. 1527
 - 10) 遠藤勝治郎, 大竹 正: 日本金属学会誌, 19 (1955) 6, p. 389
 - 11) 遠藤勝治郎, 大竹 正: 同上, 19 (1955) 6, p. 393
 - 12) S. KANAZAWA, A. NAKASHIMA, K. OKAMOTO, and K. KANAYA: Trans. ISIJ, 16 (1976), p. 486
 - 13) 松田昭一, 奥村直樹: 鉄と鋼, 62 (1976) 9, p. 61
 - 14) 権藤 永, 中杉 甫, 松田浩男, 為広 博, 千野博孝: 製鉄研究, 297 (1979), p. 49
 - 15) S. MATSUDA, T. INOUE, H. MIMURA, and Y. OKAMURA: Trans. ISIJ, 12 (1972), p. 325
 - 16) 井上 泰, 山本広一: 鉄と鋼, 65 (1979), A105
 - 17) 大竹 正, 守田貞義, 合田 進, 金森政雄, 黒川常夫, 中島正樹: 製鉄研究, 232 (1960), p. 3124
 - 18) M. YUKAWA: JISI, 201 (1968) Jan., p. 11
 - 19) 矢野清之助, 桜井 浩, 三村 宏, 小沢 勉, 青木宏一: 鉄と鋼, 59 (1978) 6, p. 62
 - 20) 関根 寛, 丸山忠克: 製鉄研究, 289 (1976), p. 43
 - 21) H. NAKASUGI, H. MATSUDA, and H. TAME-
HIRO: Alloys for the Eighties, sect. 3 (1980), p. 213
 - 22) 合田 進, 渡辺国男, 橋本嘉雄, 十河泰雄, 南田勝昭, 万谷興亜: 鉄と鋼, 67 (1981) 3, p. 567
 - 23) 高橋延幸, 武智 弘, 清水峯男: 日本金属学会秋季大会予稿集, (1971), p. 104
 - 24) K. TODA, H. GONDOH, H. TAKECHI, and M. ABE: Stahl u. Eisen, 96 (1976), S1320
 - 25) 高橋延幸, 古野嘉邦, 野坂詔二, 福地 徹, 浅井徹, 岩本 勉: 鉄と鋼, 66 (1980), S365
 - 26) S. HAYAMI and T. FURUKAWA: Microalloy '75, Products & Process (1975), p. 78
 - 27) 武智 弘, 小山一夫, 村瀬 徹: 鉄と鋼, 63 (1977), S861
 - 28) 古川 敬, 森川博文, 遠藤道雄: 鉄と鋼, 65 (1979) 8, A189
 - 29) H. ABO, T. NAKAZAWA, S. TAKEMURA, M. ONOYAMA, H. OGAWA, and H. OKADA: Stainless steel '77 (London) ClimaxMo, Co, (1977), p. 35
 - 30) H. OKADA, S. ABE, M. KOJIMA and Y. HOSOI: Proc, 7th International Congress on Metallic Corrosion, Brazil (1978) (To be published)
 - 31) 田口 勇: 日本金属学会々報, 20 (1981), p. 58
 - 32) S. ABE, F. KUROSAWA and S. YAMAGUCHI: Proc. seminar on Countermeasures for pipe Cracking in BWRs, EPRI 3, (1980) 49