

## 解 説

UDC 669.14.018.295 : 621.785.78

## 非調質高張力鋼の冶金技術研究の概観\*

荒 木 透\*\*

## An Outlined View on the Studies of Metallurgical Technology of Non-heattreated High Tensile Steels

Toru ARAKI

## 1. はじめに

現在量産しつつある鉄鋼材料の主流をなすものは、強度的に設計、使用される構造用鋼材である。これを内容的にみると、炭素量 0.2% 程度以下を含みマンガンを少量配合した普通鋼の圧延鋼材であり、通称軟鋼とも呼ばれてきた。その形状や用途規格には SS-34, -41 そのほか多種類のもが存在し、鋼材の品質からいっても、非鎮静鋼から不純物を規制したキルド鋼に至る各グレードのものが、それぞれの用途に応じて用いられている。

戦後における製造技術の進歩と使用者の設計面での合理化、革新の要求から、これら鋼構造材料としては当然の方向として、さらに強く、安全性、加工性、耐候性などの諸特性のすぐれたものが望まれるようになった。各種の新しい高張力鋼 (high tensile steel) の盛んな研究と技術開発は最近の 10 数年間においてとくにめざましいものがあり、わが国における実績はその鉄鋼生産のすばらしい発展とともに世界のトップレベルにあるといえる。

高張力鋼はその用途上、土木、建築、船舶、化学設備、圧力容器、圧力管、各種産業機械車輛など多くの分野に板材、管材、棒材、型材などの形状で用いられるが、その多くは溶接構造用として使用される。強度としては、引張強さ ( $\sigma_B$ ) で表わすと、まず、JIS-SM 50 Y~53 で代表される比較的強度の 50 kg/mm<sup>2</sup> 級と称されるものがある。これは、英国名 higher tensile steel とも称されるもので、熱間圧延のまま用いられ、設計上経済的に有利とされるものである。その降伏点 ( $\sigma_y$ ) が ~37 kg/mm<sup>2</sup> を越すため、軟鋼 (SM 41 など) の  $\sigma_y$  ~25 kg/mm<sup>2</sup> 級のものと比較すると設計応力を約 5 割増にとることが可能である。さらに設計上有利とされている 60 kg/mm<sup>2</sup> 級の鋼材としては、熱間圧延鋼材に多くの場

合焼ならしを施して強度靱性を確保した非調質系のものと、焼入れ焼もどしをほどこしたいわゆる調質鋼の両者がわが国において開発され生産されてきた。さらに高強度の 70 キロ 級以上については、従来はほとんど調質鋼のみによつて生産が行なわれてきた。

本稿の主題は上述の非調質高張力鋼であつて今後はその経済的優位性によつて幅広い用途への進展が予想されるものである。すなわち近年の製鋼、圧延の一貫した冶金管理技術の進歩とともに、質、量ともに発展しつつあるもので、将来一般圧延鋼材がおしなべて高張力化される方向に進む原動力となるものと期待される。一方さらに技術開発の進展によつて、非調質鋼の状態で 70 kg/mm<sup>2</sup> ~ 80 kg/mm<sup>2</sup> 級の高強度と靱性、加工性を備えた鋼種が実現されつつあり、研究対象としても多くの興味ある問題が前途に横たわっている。以下非調質高張力鋼の開発に関連した研究上の諸問題点について概観することとする。

## 2. 軟鋼への強化

2.1 置換型固溶強化<sup>1)2)</sup>

まず、熱間圧延鋼材の軟鋼の  $\sigma_B$  および  $\sigma_y$  を経済的に高めてその有用性を改善するには、戦前からも行なわれていたように、フェライトパーライト組織のまま安価な合金元素 Mn, Si による固溶強化を計ることである。鋼の用途上から溶接性の劣下を防ぐことが多くの場合不可欠であるから C, P などによる強化を用いることは得策でないので、脱酸元素として有用な Si を若干増してキルド鋼とし、さらに Mn を 0.8~1.4% のオーダーに引き上げることは Ducol 鋼として古い歴史がある。置換型固溶元素としては、さらに通常トランプエレメント

\* 昭和 47 年 5 月 12 日受付 (依頼解説)

\*\* 東京大学工学部 工博

としても微量含まれている Cu, Ni, Cr, Mo などを少量かさ上げすることも有効で、60 kg/mm<sup>2</sup> 級の非調質高張力鋼の場合これらの固溶による強化も利用される。

置換型合金元素の機能としては、つぎの3つの作用がこの場合に複合して作用するものと考えられる。

(1) フェライト相への置換固溶による強化：この強化の程度および延性靱性への影響は Fe に対する合金元素の周期率表での位置からも判断され、近接する Mn, Cr, Ni, Mo などの作用は緩徐なものである。

(2) 合金元素による共析炭素量成分の低下によるパーライト体積分布率の向上、強化：この効果は炭素量による効果と似たものとして表われる2次的なものである。

(3) Mn, Ni, Cu および微量の Cr などの例で共析温度を下げることによる Ar<sub>1</sub> 変態点低下の影響から来る組織の微細強化：これは靱性の見地から重要な因子とみなされる。

以上いずれも、実用される範囲では緩徐な強化作用であるが、(1), (2) は一般的にいつて延性靱性を若干そこなうものであるに反し、(3) は次節の細粒効果と同様に靱性を高める効果があり、総合性能向上に有利である。この意味で Mn, Ni, Cu などは本鋼種の場合有用な元素とみなされる。

さらに構造的な面に触れると、フェライトマトリクスに対する置換型合金元素の作用は、その含有量が少量である限り、規則格子、二相分離の傾向などによる特異な強化作用は一般的に見られないか、もしくは無視しうる程度である。しかし固溶体の微視的塑性挙動に対する影響にはかなり元素の種類によつて相違がある。たとえば鉄族から隔れた軽元素 Si, Al などが多く含まれることは、slip mode を直線的にし、歪みを微視的に局所化して脆性化する傾向があるに反し、fcc 安定型の Fe の同族元素 Ni, Co などは低温まですべり帯を diffuse mode として延性を保ちやすくする傾向が知られている。機構上 Mott-Nabarro 式の転位と溶質原子の格子歪み場との相互作用に FLEISCHER の剛性率効果<sup>3)</sup>で代表されるような結合構造的要素が合金元素の種(族)によつてかなり大きく異なることに注目する必要がある<sup>4)</sup>。

Cu については、bcc Fe に固溶限の低い元素であり、(とくに C との共存で著しい) その限度 (<0.5%) で用いられる場合に固溶強化能はかなり大きく評価される<sup>5)</sup>。Cu はまた鋼の重要な特性である耐候性を高める固溶元素としても Cr とともに実用高張力鋼に利用される。

## 2-2 微量合金元素による微粒化と析出強化

### 2-2-1 結晶粒微細化による強化元素

非調質高張力鋼の近年の発展の原動力となつたものはフェライト微粒化処理と炭窒化物による析出強化の利用であろう。

まず、溶接用としてキルド鋼の採用と同時に、脱酸剤としての Al の利用が技術的要点として浮び上り、Al の窒化物の微量析出による結晶粒の微細化によつて強度靱性の改善が計られるようになった。ドイツの HSB が具体的な成果として紹介され、わが国においては IN 処理技術が開発された。元来脱酸剤としての Al のオーステナイトの2次再結晶抑制効果は戦前より知られていたが後に至つて析出 AlN の作用が主であることが明らかにされ、さらに積極的に非調質高張力鋼にも配合的に利用されるようになった。この場合 AlN 自身の析出物としての強度的効果はほとんど無視でき、マトリクスは N の固定によりむしろ軟化の傾向を示す。強度への影響は経験的に Hall-Petch 式によつてよく表現され、たとえば降伏点については、周知の次式で表わされる。

$$\sigma_y = \sigma_0 + K_y d^{-1/2} \quad \left\{ \begin{array}{l} \sigma_y : \text{下降伏点} \\ \sigma_0 : \text{粒内の転位の摩擦抵抗} \\ d : \text{粒径 (フェライト粒)} \end{array} \right.$$

セミキルドの軟鋼に対して、Al-キルドの Mn-Si 高張力鋼では Mn, Si 固溶強化により  $\sigma_0$  は向上していると同時に、前述の Mn の Ar<sub>3</sub> 点の低下作用と AlN によるオーステナイト微粒化の影響を受けてフェライト粒径  $d$  が小さくなり、 $\sigma_y$  を向上する。この際、一般には粒度依存性を示す比例常数  $K_y$  (機構的には結晶粒界のすべり阻止効果を表わすと考えられる項) の値は軟鋼と高張力鋼とで大差がない。大約 2~2.2 kg/mm<sup>3/2</sup> の値がこの多くの場合の  $K_y$  値として観測されている。

靱性については、PETCH, HESLOP<sup>6)</sup> によつて示されたように結晶粒微細化によつて延性-脆性せん移温度が明りように下がり、微粒強化 1 kg/mm<sup>2</sup> 当たりで考えて通常 6°C にも達する降下改善が観測される。

微粒化にまず有効元素と考えられる Al の場合、鋼中の soluble Al 量として 0.01~0.02% 程度でも微粒化にともなつて靱性の向上が見られるが、これには一方において、フェライト中に固溶する N の固定からくる効果(後述の図1)が加わっていると判断される<sup>6)</sup>。

一方、Nb, V, Ti などの強い炭窒化物形成元素が結晶粒微細化を中心として利用されるようになって、非調質高張力鋼は新しい発展をとげるようになった。これら元素は通常 C, N とともに、オーステナイト中に微量固溶するが、微粒の共存または析出する炭窒化物の存在は

オーステナイト結晶粒の再結晶成長を抑制する能力がある。微粒効果の点では Al とも似るが, Nb, V は微量で脱酸能力がなくセミキルド, リムドなどの造塊法による量産も可能である点が異なっている。含 Nb 鋼を 930° 辺で焼ならしした場合は固溶度がきわめて低いため, 多くの場合微粒化効果のみが強化に寄与する結果が得られる。この場合は  $\sigma_0$  および  $K_y$  についての変化はあまりみられない。

多くの場合, Nb, V などの炭窒化物の微粒効果は, 実用上, 後述の制御圧延技術と重要な関係がある。しかし単に焼ならし処理温度を変えた場合の比較によつても, 後述の析出強化機構と複合した効果が得られることが多い。Ti の効果は, Nb, V の微粒効果に比べて劣るため有用でないとする意見もあるが, 一方において硫化物の塑性, 形状と分散状態を変えて, 圧延横方向の靱性を改善する作用があるとも報告<sup>8)9)</sup>されている。Zr も Ti と類似の挙動が認められ<sup>9)10)</sup>, これら Vb 族の 2 元素は O, S との親和力が C, N と同等以上に強い点の特徴であり, 利用上の要点でもある。

炭窒化物のオーステナイト中での平衡固溶限を示す溶解度積としてはたとえばつぎのような値がある<sup>11)</sup>。

$$\left. \begin{aligned} \log [\text{Nb}] \cdot [\text{C} + \frac{12}{14}\text{N}] &= -6770/T + 2.26 \\ \log [\text{V}] \cdot [\text{N}] &= -(8330)/T + 3.40 \\ &\quad + 0.12(\% \text{Mn}) \\ \log [\text{Ti}] \cdot [\text{C}] &= -(7000)/T + 2.75 \\ \log [\text{Al}] \cdot [\text{N}] &= -(6770)/T + 1.03 \end{aligned} \right\}$$

[ ] 内は %  $T$  は °K で表わす

図 1 はこれら元素を微量添加した場合の低炭素 Mn 鋼<sup>6)</sup> の結晶粒径の変化と  $\sigma_y$  の依存性の一例を示したもので, 低温加熱の Nb 鋼や Al 添加の場合のように  $K_y$  が基本鋼に近い場合直線上にのつてくる。含 Al の場合は前述のように N の固定による  $\sigma_0$  の低下の傾向がみられる。一方 V, Nb などが固溶し, 冷却時の析出強化が重複する鋼では  $\sigma_y$  は上方にずれて見かけの  $K_y$  がまったく異なるように見えるが実質はマトリクスの  $\sigma_0$  上昇によるものである。

### 2.2.2 V, Nb, Ti などによる析出強化と低炭素高張力鋼

前述の固溶度の温度依存性から判断されるように, 高温ではオーステナイト中にかなり固溶したものが得られ, これを冷却すると  $\gamma$ - $\alpha$  変態後フェライト中の固溶度がきわめて低いため, 高い過飽和度となつて連続冷却において微細析出現象と強化が見られる。VN,  $\text{V}_4\text{C}_3$ , Nb(C, N) などは  $B_1$  型の立方晶で bcc フェライト中に

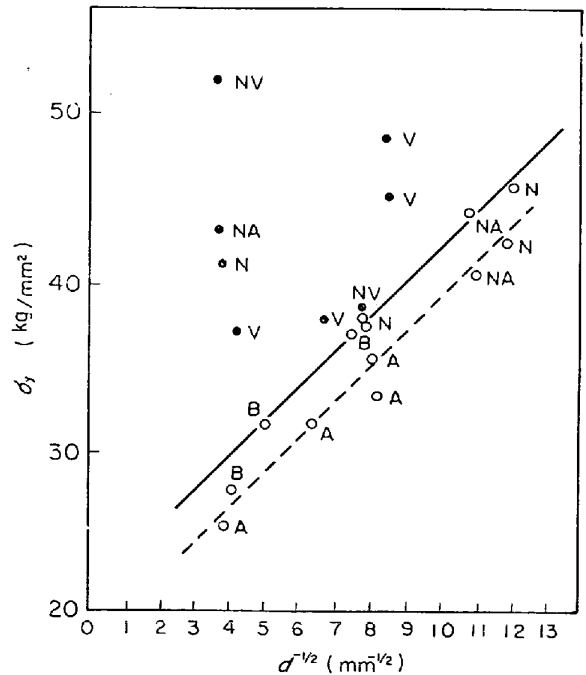


図 1 低 C-Mn 鋼および, Nb, V, Al など添加した同成分の鋼の降伏点と粒度 (B, N, V, A はそれぞれ基本鋼および Nb, V, Al を含む鋼を示す。黒点は整合析出による強化の効いている熱処理と鋼種を示す。)

Baker-Nutting 式の 2 次元的整合析出をすることが知られており, 析出の初期段階で整合ひずみによるきわめて著しい強化現象を示す。この際  $A_{r3}$  変態点から 550°C 辺までの冷却速度が強化の度合を左右し<sup>12)</sup>, 適当な冷却条件の場合に強化の最高点が見出される。この析出物の直径は 50 Å 以下のものとみられており, 変態時の  $r/\alpha$  界面<sup>13)</sup>, 変態により発生する転位<sup>14)</sup>などをサイトとする微細析出強化作用に加えて, 冷却速度がさらに大きい場合には 550°~600°C 辺に保熱し, 時効を施すことにより 2 次析出硬化として発揮することができる。しかし, 整合析出の効果が大きいのに対応してこれらの場合の靱性劣下の影響はきわめて大きい。たとえば延性脆性破面せん移温度に及ぼす整合析出強化の影響は降伏強さ 1 kg/mm<sup>2</sup> の増加あたり約 4°C の上昇(劣下)を招く。これは格子摩擦抵抗  $\sigma_0$  の上昇<sup>6)</sup> が主として整合歪みに由来する場合で, 一般に  $K_y$  への影響は少ない。このような場合延性, 靱性はともに劣下する。

非調質高張力鋼の溶接性加工性の改良のため炭素量を低くすることは, 製鋼法の進歩によつて近年容易となつた。組織的にはパーライト量を少なくすることになり, pearlite reduced steel あるいはさらに進んで pearlite free steel と名づけて研究開発が行なわれてきた。この場合, 強度の低下を補うために Nb, V による析出強化

や後述の制御圧延-冷却の技術による微粒強化が積極的に利用される。靱性は低炭素化によつて向上しうるので析出強化をかなり大幅に併用することが可能であり、総合的に強靱性のすぐれたものが得やすい。

### 2.2.3 Cu による析出強化

Cu をフェライト域の固溶限以上に配合して前述の置換型固溶強化以外に析出強化を計ることは、適当な冷却速度または時効処理を加えることによつて達成される。Cu のフェライト母相よりの析出前段階は整合の bcc の Cu クラスタとされており、球状の微粒子状に生成し母格子のひずみによる著しい強化を与えるが延性にとぼしい。成長につれて fcc の非整合の析出物となると過時効軟化とともに延性を向上する。Nb, V が利用される以前にも、含 Cu 鋼は主として米国において superstrength structural steel と名づけて Ni とともに Cu を配合し、高張力鋼（非調質、調質とも）として開発された歴史がある。Cu の時効強化現象は V などに比べて制御が容易と考えられ、現在でも強度を 60 kg/mm<sup>2</sup> 級以上に上げる場合の有力な手段として Cu の配合が生かされる。とくにベイナイト的組織により強度を高めんとする場合にも有効に利用されよう。

## 3. 制御圧延（冷却）技術と高張力鋼

非調質系の高張力鋼の品質の調整は、成分や製鋼技術に負うばかりでなく圧延作業条件によるところが大きい。近年、制御圧延(controlled rolling)という術語が、加熱条件、圧延圧下量と温度-時間のスケジュール、その後の冷却のプログラムなどを管理制御して、冶金学のおよび経済的に製品を最適化する技術を意味して用いられるようになった。現在高度化した厚板あるいは薄板の圧延設備技術と冶金管理体制によつてかなり低い温度域における圧延パス管理と冷却速度の制御が可能となつてきたので、上述の各種の強化機構に加えて、さらに、いわゆる加工熱処理法 (thermomechanical treatment) 的な効果を加味した強靱化を計ることが期待できる。

基本鋼としては、前章までに述べたような鋼成分が骨格として用いられるが、制御圧延過程においてオーステナイトの各種温度における塑性加工と再結晶成長挙動がその後の変態挙動とともに非常に重要となつてくる。制御圧延技術に関する研究向上によつて、炭素量を低め溶解性、延性靱性のすぐれた微粒の pearlite reduced 鋼が経済的な非調質鋼として今後の主流となると思われるが、さらに現在では 60 kg/mm<sup>2</sup> 以上に強度を高めたアシキュラーフェライト鋼や、80 kg/mm<sup>2</sup> 級の調質鋼に匹敵する性能をねらうベイナイト鋼も関心の的となつている。

以下制御圧延技術により高い性能を得る非調質高張力鋼の研究、開発上の問題について若干述べることにする。

### 3.1 利用される微視組織と冶金学的因子

制御圧延技術は、前述のように一種の加工熱処理過程を経て微細なフェライト（ないし中間段階組織）を得るものであつて、圧延加熱温度および圧下（加工）の時間-温度的スケジュールを管理して最終パス時の鋼の状態を望ましい状態にもつていくこと、およびその後の冷却プログラムを制御して目的を達することができる。低炭素鋼は（亜）熱間加工時の動的回復-再結晶 (dynamic-recovery and-recrystallization) 現象によつて微細なオーステナイト結晶粒をもつた状態、ないし未再結晶状態で最終圧下を終り冷却過程に入る。

得られるフェライトはオーステナイト( $\gamma$ )よりフェライト( $\alpha$ )への核生成サイト(主として粒界)の数に依存してさらに微細化し、この生成比は動的再結晶の不完全度と冷却速度に大きく依存する。ゆえにフェライトの微細化に関連する因子はこれら現象にかかわるものがすべて重なつてきてくるため、きわめて複雑であり、単純なモデルによる理論的定量化は至難ということになる。

非調質鋼の発展に利用されてきた微粒処理剤としての Nb, V(N) は、とくにオーステナイト加工中の微細析出と関連すると思われる再結晶遅滞効果<sup>15)~18)</sup>が著しいため適当な亜熱間圧延を比較的高温で達成することができ、この種の鋼に重要な役割りを果たしている。とくに低温制御圧延を施した鋼は初析フェライト生成が歪誘起で促進する傾向をもち、フェライト分率が多く、パーライトが細かく分率が少ないため pearlite-reduce した鋼となるが、さらに積極的に炭素量を低減して微粒強化と若干の析出強化の組合わせによつてすぐれた強度靱性の pearlite free に近い鋼を得ることもできよう。

低炭素の制御圧延鋼から得られるフェライト組織としては、ポリゴナルフェライトの微整粒のものがほぼ動的再結晶をしたオーステナイトより得られ、実作業上管理上の困難は少ないと考えられる。(これを福田、橋本らは I 型<sup>19)</sup>と名づけている。)

さらに Mn, Ni, Mo などの置換型合金元素あるいは B, Nb の効果などによりオーステナイトが過冷されて変態点が下ると、フェライト核生成の粒内傾向が強まり外見の直線傾向の多い微細なアシキュラーフェライト<sup>20)</sup>(ベイニチック・フェライトの上部)を生成するようになる。制御冷却の速度を高めても同様の傾向をうる。この場合 Nb などによる変態時の整合析出はむしろ行なわれがたいため靱性をそこなうことは少ない。熱間ストリップ材の場合、コイリングの温度を制御して時効による

2次析出強化を適度に行なわせる技術がこの際関心をもたれている。

ごく微細なフェライト粒を得る方法として興味のある他の例は、a) 圧延材の加熱温度の低下による場合と b) 仕上げ圧延温度の徹底低下によるものである。

前者 a) は厚板圧延技術を特殊鋼の水準で行なう場合調質鋼に近い性能の非調質高張力鋼を得る方法として意義があり、仕上げ温度を下げることによる効果も計ることができる。

後者 b) は仕上げ温度を鋼の動的再結晶挙動より考えて完全に未再結晶のオーステナイトの状態より冷却処理するもので、加工熱処理法としての分類<sup>21)</sup>のうちでの HTMT (high temperature thermomechanical treatment) としては強化効果のもつとも著しい領域に属する。多くの格子欠陥を含むオーステナイト母相からの変態生成によつてフェライトの核生成サイトが均一に数多く与えられれば、きわめて微細なフェライト多結晶体となつてすぐれた強度靱性が得られる可能性がある。しかし結晶粒の混粒化や不均質化は望ましくない。

さらに加工が低温化して加工中に誘起変態を通過するようになると、生成フェライトに起こる動的回復により微細なセル構造組織と粒状セメンタイトの分散組織を得ることができる。この方法はアイソフォーム (isofforming)<sup>22)</sup> と称して調質鋼に匹敵する強靱性を得ることが BISRA より報告されている。

強度を著しく高め靱性を保有させるために非調質高張力鋼に取りられている手段として、現在つぎの2つのものが興味がある。一つは上述のように低温で強い加工を行なう場合で、Nb などの炭窒化物が高密度の転位上に析出する形態の下部構造が強度の上昇を与えて、しかも靱性を高めることが報告され<sup>19)</sup>ている点である。別に、変態前のオーステナイトの不完全な動的回復からくるセル状微細構造がマルテンサイト変態をする場合には、得られるマルテンサイトの微細構造中に炭化物の析出した特異な欠陥が適度に引き継がれて強度と靱性を向上することが明らかにされている<sup>23)24)</sup>。フェライト、ベイナイト・フェライトなどの変態の場合にも類似の機構で塑性変形により引き起こされた欠陥構造の一部が継承され、炭窒化物がその上に歪緩和的に析出した組織は強度と靱性の双方に有利な場合のあることが推察される。これにより 75 kg/mm<sup>2</sup> を越える強度とよい靱性が得られよう。

さらにもう一つの手段は、形態的に下部ベイナイトに類似な微細構造をもつベイナイト組織のすぐれた靱性の利用である。低炭素鋼の  $M_s$  点近傍でのベイナイトは

温度の絶対値が 400°C 近辺と高いため、中-高炭素鋼でみられる下部ベイナイトと異なつた結晶方位関係を示すため区別しても呼ばれる<sup>25)</sup>。この種のベイナイトは Mn, Ni, Cu, Cr, Mo などの合金元素を増して上部変態を阻止した場合制御圧延冷却を加味して強靱性のすぐれたものを得ることができるが、さらに炭素量を下げ合金量を増すことによつて強靱性を高め 80 kg/mm<sup>2</sup> 級以上の強度で調質鋼に匹敵するものが得られつつある<sup>26)27)</sup>。ベイナイト組織の特性として一般に降伏比において調質鋼に劣るが延性、靱性においてはむしろすぐれている。加工性と異方性などの点で実用上の考慮が必要と考えられるが、量産鋼として、今後非調質で得られる高品質レベルの鋼種として伸びる可能性があると思われる。

### 3.2 使用用途よりの要求と製造技術研究

非調質高張力鋼の将来のにない手である制御圧延鋼に焦点を絞つて、その性能に関する使用者設計者の側からの要求を想定し製造技術、開発に関連した研究面について若干考察してみたい。

まず量産鋼が一般的に高張力化の方向に進んでいく場合、非溶接的もしくは溶接性が必ずしも第1義的でない鋼種の場合(棒鋼、薄板の産業機械、車輛、建材向けなど)においては、制御圧延鋼の各種の合金成分と強度の段階を持つたものがそれぞれフェライト、アシキュラーフェライト、ベイナイトなどの組織として利用されよう。これら鋼種の材力の異方性(anisotropy)からくる使用上の問題点に対しては、もつとも不純物、硫化物の塑性、形態などと相関があるので製鋼-造塊上のプロセスの改良が研究課題と考えられる。特殊脱酸脱硫剤や微粒強化剤として Ti, Zr の採用などによつて一応の改良を計ることができようが、本質的にオーステナイトの塑性加工の後効果からくる微視構造の異方性の問題があり、クロス圧延などの可能な場合を除いて根本的解決は今後の研究に残される。

溶接性の要求される鋼種では、高張力化にともなう接手の疲れ強度比の低下や破壊靱性の確保、遅れ割れの問題など一般にきわめて品質に対する設計使用上の要求がきびしくなってくる。したがつて調質鋼との対比は品質管理的な製造工程の因子に関する技術的向上に非常に多くのものを期待する必要がある。

現在 60 kg/mm<sup>2</sup> レベルまでの引張強さの高張力鋼に関しては溶接構造用鋼(主として土木、建築、造船、圧力容器など)として従来非調質鋼の経済的優位性について多くの例をあげることができる。しかしこのレベル以上では、量的にも圧力容器や長大橋のような品質要求のきびしいものが多く、等方性、板厚の増大からくる質量

効果, 耐候性等各種の特性要求が溶接性とからんで品質確保の課題となつてくる. この意味で従来から一般に調質鋼の優位が保たれてきている.

ここで近年の非調質鋼の需要面の大きな発展が寒冷地の輸送パイプラインなどの大きなプロジェクトに関連して行なわれたことを特筆する必要がある. 液化天然ガスあるいは原油などの輸送パイプラインは 600~1200 mm 径にも達する大口径の溶接高張力鋼管が用いられており, 内圧 70 kg/cm<sup>2</sup>, 低温で長距離にわたつて安全性を確保する必要があるから使用高張力鋼に要求される特性は溶接部の破壊靱性などを含みきわめてきびしいものである<sup>28)</sup>. 鋼管粗材の開発については, API 5 LX-65 (American Petroleum Institute規格  $\sigma_y \geq 45.5$  kg/mm<sup>2</sup>) はすでに日本において成功してアラスカ向け数百マイル分を輸出している<sup>28)</sup>が, さらに高級高強度レベルの高張力鋼管 (X70, X80等) の開発にも今後の期待がかけられる. この分野での技術開発に注入される研究努力はほかの水圧鋼管や高圧容器, 高強度部材を要求する構造物などへの新しい高強度鋼の適用に波及効果を及ぼすことも期待される. また一つの話題として安全自動車 (ESV) などに必要な高強度熱延 (ホットスリップ) 鋼材を得るための試み<sup>29)</sup>も伝えられている. 本特集号の論文, 技術資料には制御圧延高張力鋼として強度と靱性のすぐれた鋼種の開発研究について多くの内容が発表されており, 今後の需要の拡大発展を望んで力強さが感じられる.

#### 4. お わ り に

以上非調質高張力鋼について, 実際の製造技術面にたずさわっていない第三者として関知しうる範囲内で冶金学的関心事項を中心に概説した. 詳細な専門事項については技術資料, 論文として投稿されているものにゆだね, 従来必ずしもあまり本鋼種について熟知しておられなかつた読者も全貌を把握し理解されるようにと意図したが不十分な小文に終わった点を多謝する次第である.

#### 文 献

- 1) M. GENSEMER: Trans. ASM, 36 (1946), p. 30
- 2) 竹内: 金属学会報, 7 (1968), p. 19, 鉄と鋼, 55

- (1969), p. 69
- 3) R. ELEISCHER: Acta Met., 9 (1961), p. 996, 11 (1963) p. 203
- 4) 北島(一): Proc. Internat'l Sympo, Kyoto(1971), p.143 [Amax]
- 5) J. HESLOP and J. PETCH: Phil. Mag., 3 (1958), p. 1128
- 6) 荒木, 難波, 青木, 金尾: 鉄と鋼, 56 (1970), p. 1501
- 7) K. IRVINE, T. GLADMAN, J. ORR, and F. PICKERING: JISI, 208 (1970), p. 71
- 8) 邦武: 強度と靱性部会資料 (第13回), Sympo. L. A. H. S. Nuremberg
- 9) C. STRASSBURGER, L. MEYER and F. HEISTERKAMP: Proc. ICSTIS, Trans. ISIJ, 11(1971), p. 1087
- 10) L. MEYER, H. BÜHLER, and F. HEISTERKAMP: Thyssen Forschung 1+2 (1971) p. 8
- 11) K. IRVINE, B. PICKERING, and T. Gladman: JISI, 205 (1967), p. 161
- 12) 西田, 谷野: 金属学会誌, 29 (1965), p. 525
- 13) J. GRAY and R. YCO: Trans. ASM, 61 (1968), p. 255
- 14) M. TANINO, T. NISHIDA, and K. AOKI: Proc. ICSMA, Trans. JIM, 9 (1968), 393, Trans. ISIJ, 12 (1972)
- 15) 久保田, 小指: 鉄と鋼, 54 (1968), p. 954
- 16) 関根, 丸山, 関口: 鉄と鋼, 56 (1970), p. 569
- 17) 関根, 丸山, 鉄と鋼, 58 (1972), p. 1424
- 18) 関野, 森, 田向, 鉄と鋼, 58 (1972), p. 1044
- 19) 福田, 橋本, 国重: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 1832
- 20) Y. SMITH, A. COLDERON, and R. CRYDERMAN: Proc. Intn'l Sympo. Kyoto(1971) [Amax]
- 21) T. ARAKI: ibid.
- 22) J. IRANI: JISI, 206 (1968), p. 363
- 23) 渡辺, 荒木, 宮地: 鉄と鋼, 55 (1969), p. 797
- 24) 荒木, 渡辺, 宮地: Proc. Intn'l Symp. Kyoto (1971), p. 173, 358 [Amax]
- 25) 大森, 大谷, 邦武: 鉄と鋼, 57 (1971), p.1690
- 26) 寺沢, 東山, 関野, 合田: 鉄と鋼, 56 (1970), p. 166
- 27) H. MARTENSSON: PROC. ICSTIS, Trans. ISIJ, 11 (1971), p. 1072
- 28) 鋼材倶楽部: JSSC, 7 (1971) 11, p. 47
- 29) 邦武: 熱処理, 12 (1972), p. 99