最近における鋼の強靱化

牧 正 志*

1. はじめに

近年、新素材や機能材料に関心の目が向けられがちであるが、構造用材料の分野でも種々の使用環境下に耐える強靱な金属材料に対する社会的要請は極めて大きい。鉄鋼材料においても強靱化への挑戦は着実に続けられており、近年大きな進歩がみられる。

PやSなどの不純物元素の低減は鋼の強靱化にとって最も基本的な方策である⁽¹⁾⁽²⁾。特に高強度鋼になるほど高純度化の効果は顕著で、重要となる。近年、製鋼技術のめざましい進歩により純度の高い清浄鋼を経済的に得ることが可能になってきた。この清浄鋼の製造技術の確立は、鋼の強靱化に対して大きな貢献をしている。

強度や靱性などの力学的性質は金属組織に大きく依存する⁽³⁾。強靱化に好ましい組織を得るために、適切な合金元素の添加のもとに適当な熱処理や加工熱処理が施されるが、この分野での最近の新しい流れとして次の2点

を挙げることが出来る。第一点は、従来の熱間加工プロセスの中に加工熱処理の思想が導入され、新しいタイプの加工熱処理法が生れ、定着してきたことである。第2点は、2相域熱処理、Si鋼のオーステンパー処理、マルエージ鋼の未再結晶溶体化処理などの新しい熱処理法が開発され、より複雑で精緻な組織制御が可能になり強度と延性・靱性に優れた種々の鋼が開発されるようになってきたことである。本稿では、鋼の強靱化のための組織制御という観点から最近のいくつかの話題を取りあげ、まとめることにする。

2. 加工熱処理による強靱化

(1) 鋼の加工熱処理の最近の動向

加工熱処理は加工と熱処理を有機的に併用した処理で、鋼の強靱化に極めて有効である。加工熱処理にはいくつかの方法があるが、それらを加工する時期および利用する変態の種類によって分類したのが表1である。この中

表1 鋼の加工熱処理の分類。

利用する変態 加工の時期	拡散変態(フェライト、パーライト)		無拡散変態(マルテンサイト)	
	分 類	名 称	分 類	名 称
変態前の加工	安定オーステナイト域での加工	制 御 圧 延	安定オーステナイト域での加工	鍛 造 焼 入 直 接 焼 入
	準安定オーステナイト域での加工		準安定オーステナイト域での加工	オ ー ス フ ォ ー ム
変態途中の加工	パーライト変態途中の加工	ア イ ソ フ ォ ー ム	マルテンサイト変態途中の加工	サブゼロ加工 変態誘起塑性(TRIP)
変態後の加工 (と時効)	パーライトの加工	バテンティング伸線	マルテンサイトの加工	温間加工、冷間加工→ 焼もどし時効 焼もどしマルテンサイトの加工(ストレーン テンパ)

* 京都大学教授；工学部金属加工学教室
Recent Developments in Strengthening and Toughening of Steels; Tadashi Maki (Faculty of Eng., Kyoto Univ., Kyoto)
Keywords: steels, strengthening and toughening, thermomechanical treatment, controlled rolling, ausforming, transformation induced plasticity (TRIP), dual phase steel, maraging steel
1988年5月10日受理

で、制御圧延とオースフォームが実用的に最も有用なものであろう。オースフォームは1960 MPa(200 kgf/mm²)以上の強度をもつ超強力鋼を得ることができるため、以前は加工熱処理の代名詞のように使われていたが、大きな焼入性を必要とするため比較的高合金にならざるをえない事や、オーステナイト(以下 γ)低温域で加工される

ために変形抵抗が大きくなる, などの制約のため工業的に大きな発展は見られなかった. これに代わって近年は, 制御圧延(制御冷却を含む)が代表的な加工熱処理として登場してきた. これは, 低合金高張力鋼(HSLA 鋼)を対象に工業化された技術で, 従来の熱間圧延工程に加工熱処理の思想を導入し成功した例である. オースフォームはマルテンサイト変態を, 制御圧延は拡散変態(主としてフェライト変態)を利用しているが, いずれも金属学的には加工硬化状態の γ から変態をおこさせるという点で共通している.

また, 熱間圧延工程に関連して直接焼入が最近注目をあびている. これは, 熱間圧延終了後圧延ライン上でただちに焼入れを行なうものであり, 従来の調質高張力鋼のように焼入れのために再加熱する必要がない. しかも直接焼入れの場合, 圧延直後 γ の再結晶終了時点で焼入れをすれば, 従来法(再加熱法)に比べて鋼材の焼入性が向上するという優れた効果がある⁽⁴⁾. 制御圧延や直接焼入は, 形状を変化させるためのプロセスであった熱間圧延に熱処理の要素を同時に取り入れ変態の種類や組織の制御を行ない, 省プロセス, 省エネルギーをはかるとともに材質の改善を意図したものである. これらに対しては thermomechanical treatment よりも thermomechanical processing または thermomechanical control process(TMCP) という呼び名が最近よく用いられるようになってきた.

準安定 γ 組織において, 変形中にマルテンサイト変態がおけると均一伸びが大きくなったり, 靱性が向上する. これを TRIP(変態誘起塑性)現象という⁽⁵⁾. この現象を利用した TRIP 鋼(引張強さ約 1960 MPa, 伸び約 25%)が約 20 年前に Zackay ら⁽⁶⁾によって開発され, 画期的な超強力鋼として当時大きな注目を浴びたが, この鋼も合金元素を多く含むことや, オースフォームを併用し工程が複雑であるなどのために大きく発展しなかった. しかし近年, 低合金鋼において比較的少量の残留 γ の TRIP 現象を利用し, 強靱な材料を開発しようとする新しい試みが増している.

(2) 制御圧延

制御圧延の骨子は, 鋼の成分, 加熱温度, 圧延条件を最適に制御し, 圧延ままで微細な組織(低炭素鋼の場合は主としてフェライト組織)を得ることにより, 高強度と高靱性を得ることにある⁽⁷⁾⁻⁽⁹⁾. さらに, 最近には圧延後の冷却速度を加速して一層微細なフェライトや場合によってはベイナイトやマルテンサイトを一部生成させることによって, より高強度化を図る加速冷却(制御冷却)を採用する方向に発展している⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾. 通常の熱間圧延材ではフェライト粒径は約 20 μm 程度であるが, 制御圧延により 5~10 μm 程度と微細になり, 引張強さ約 590

MPa(60 kgf/mm²), シャルピー衝撃せん移温度 193 K 以下という優れた強靱性が圧延ままで得られる.

制御圧延工程は概念的に図 1 に示すような 4 つの段階(再結晶 γ 域圧延, 未再結晶 γ 域圧延, 2 相域圧延および加速冷却)に分けることができる. これらの各段階で種々の結晶粒微細化の方策が巧みに組み入れられているが, 金属学的観点からみれば, 加工硬化状態にある γ からフェライト変態を起こさせる点が最も重要なポイントであり, 加工硬化 γ を得るために特殊な合金元素(主として Nb, Ti)の少量添加(microalloying)が必須である. 加工硬化 γ では, 伸長した粒界, 変形帯, 焼鈍双晶粒界などがフェライトの優先核生成サイトとなるため核生成速度が大きくなり, その結果フェライト粒が微細になる⁽¹²⁾. この制御圧延は十数年間主として寒冷地用の高強度ラインパイプ原板の製造法として活用されてきたものであるが, ラインパイプ用鋼の制御圧延技術はもはや成熟の域に達しており, 最近はこの技術により蓄積された種々の知見をもとに加速冷却をも加えて, 構造用厚鋼板や低温用鋼, 中・高炭素鋼⁽¹³⁾, ステンレス鋼⁽¹⁴⁾などの, 広範な鋼種に適用していこうという方向にあり, 種々の鋼種に適した新しいタイプの制御圧延技術が開発されつつある.

図 1 制御圧延・加速冷却の 4 つの段階と各段階における組織.

(3) オースフォーム

シャルピーせん移温度を低下させるには脆性破壊時のへき開破面単位のを小さくすればよい. フェライト組織の場合にはへき開破面単位はひとつの結晶粒にはば対応するため, 粒径を細かくすることによりせん移温度を低下させることができる. 一方, マルテンサイト鋼のせん移温度は, 個々のマルテンサイト晶の大きさには支配されない. 大半の実用熱処理用鋼に現われるラス

マルテンサイトの場合には、ラスは $0.1 \sim 0.5 \mu\text{m}$ 幅と非常に細かいが、ラス同士が特定の配列をして生成するために、それらの集団からなるポケットやブロックという特徴的な領域が存在する⁽¹⁵⁾。ラスマルテンサイト鋼の場合、図 2 に示したようにポケットまたはブロックが強靱性を支配する基本的組織単位となる⁽¹⁶⁾⁽¹⁷⁾。ポケットやブロックの形態は合金組成により変化する⁽¹⁵⁾。ブロックがよく発達したマルエージ鋼などでは(a)の如くブロックが脆性破面単位となり、ブロックがあまり発達しない鋼(Fe-C および低合金鋼など)では(b)のようにポケットが脆性破面単位になると考えられる。それゆえ、マルテンサイト鋼のせん移温度を低くするには、ポケットおよびブロックの大きさを小さくする必要がある。そのためには、 γ 粒径を出来るだけ小さくしておくことが重要である。

オースフォーム処理を施すと、マルテンサイトの強度は大きく上昇するにもかかわらず靱性、延性はほとんど変わらない⁽¹⁸⁾⁽¹⁹⁾。この特徴を明瞭に表わしている例を図 3⁽²⁰⁾に示す。これは Ms 点が室温以下にある Fe-25%Ni-0.4%C を 473 K で種々の加工度に圧延(オースフォーム)し、そのままの試料(γ 試料)と、それを液体窒素に冷却した試料(マルテンサイト試料)を比較した結果である。 γ は加工度とともに大きく加工硬化するが、伸びは急激に低下する。一方、加工硬化した γ から生成したマルテンサイトは、オースフォーム加工度の増大とともに引張強さは上昇するが、伸びはわずかしき低下しない。それゆえ、60% オースフォーム材では、マルテンサイトのほうが γ よりも引張強度が大きくしかも延性も大きくなっている。つまり、 γ が大きく加工硬化して延性が著しく低下しても、その γ がマルテンサイトに変態すれば延性がかえって良くなる。これは、加工によって γ 中に発生した応力集中部にそれを緩和する方位(バリエント)のマルテンサイトが優先的に生成し、割れの発生や割れ核の進展を防止する作用をするためと考えられる。塑性変形により生じた γ 中の傷がマルテンサイト変態によって癒されるわけで、オースフォームの非常に面白い点である。

図 2 ラスマルテンサイト組織のへき開破面単位。

図 3 Fe-25%Ni-0.4%C 合金 (Ms=236 K) におけるオースフォームによるオーステナイトおよびマルテンサイトの機械的性質の変化(1373 K, 10.8 ks の溶体化後 473 K 圧延にてオースフォーム, 引張試験温度 353 K) 図中の○, △は試験片の引張方向が圧延方向に平行(P), ●, ▲は圧延方向に直角(T)の場合の結果。

オースフォームによってラスマルテンサイト組織のポケットは大きくなるのに対しブロックは微細になる傾向がある⁽²¹⁾。加工度が大きくなると方位の異なるラスが入り乱れて生成する傾向が強くなり⁽²²⁾、ブロックは非常に細かく分断され光顕レベルでは認め難くなる。このようなブロック組織の細分化がオースフォームマルテンサイトにおいて強度が著しく上昇するにもかかわらず良好な靱性を維持している金属組織学的な要因と思われる。

オースフォームは超強力鋼の開発にとっては魅力ある方法である。しかし、従来は 700 K 前後の低温 γ 域で加工するものという意識が強すぎたように思われる。オースフォームの骨子は加工硬化状態の γ からマルテンサイト変態をおこさせることにある。加工硬化状態の γ

は Nb や Ti を微量添加した鋼では約 1223 K 以下で得られる。それゆえ、もっと高温でのオースフォームについても検討してみる価値はあるように思える。ただし、この場合は強化よりもむしろ靱化が主眼となるであろう。

3. 2 相域熱処理による鋼の組織制御と強靱化

(1) 2 相域熱処理の原理

鋼の熱処理では γ 単相域を出発とするのが一般的であるが、近年、フェライト (α) + オーステナイト (γ) 2 相域を積極的に利用した熱処理が盛んになってきた。適切な合金組成の選択と 2 相域熱処理条件の採用により母相中に第 2 相をうまく分散させ、強靱化に好ましい組織を得ることが出来る。この方法は、成形加工用高强度鋼板 (dual phase 鋼など) や低温用鋼 (9% Ni 鋼など) で応用され成功をおさめている。

マルテンサイト組織またはフェライト (α) + パーライト (p) 組織を出発材としたときの 2 相域熱処理の原理を Fe-Ni (Fe-Mn でも同じ) 合金および Fe-C 合金の状態図と関連して図 4 に示す。Fe-Ni 合金の場合は焼入性が良く比較的容易にマルテンサイト組織が得られるので、主としてマルテンサイト組織が出発材として用いられる。この場合、2 相域加熱によりラスマルテンサイトのラス境界に沿って Ni の濃縮された γ が微細に析出する。加熱温度が高くなるほど γ 量は多くなるが、 γ の Ni 濃度は低下していく。この場合、2 相域での加熱温度によって室温で得られる組織が異なる。図 4(a) において Ni 組成 C_0 の合金を温度 T_1 に長時間保持すると、Ni 濃度

が C_γ の γ が生成し、母相のマルテンサイトの Ni 濃度は C_α になる。 γ の Ms 点は点線で示したように Ni 量増加とともに低下し、 C_γ (Fe-Ni 合金では約 29 質量% Ni) の濃度で Ms 点は室温付近になる。それゆえ、 T_1 以上 A_3 点までの間の温度域 (1) で加熱した場合 (Case 1) には、 γ は冷却中にマルテンサイト変態をおこし、室温では焼もどしマルテンサイト中にフレッシュマルテンサイトが分散した 2 相組織になる。一方、 T_1 以下の温度に加熱すると (Case 2) γ は室温まで安定であり、室温では焼もどしマルテンサイト中に微細な残留 γ が分散した組織になる。この Case 2 の熱処理が 9% Ni 鋼などの低温用鋼に採用されている方法である。Morris ら⁽²³⁾ は、Case 1 の処理を intercritical annealing, Case 2 の処理を intercritical tempering とよんで区別している。

炭素鋼の場合には図 4(b) に示すように $A_1 \sim A_3$ 点間の加熱により γ が一部生成する。 γ 中の C 量は濃縮されても高々共析組成までであり、Ms 点が室温以上にあるため、 γ がそのまま室温で安定に存在することはない。初期組織がマルテンサイトの場合 (Case 3) は Fe-Ni の Case 1 と本質的には同じである。一方、 $\alpha + p$ が初期組織の場合 (Case 4) には、パーライト部に γ が優先的に生成し、2 相域ではフェライト地に γ が細かく分散した組織になる。この γ はその後の冷却時の冷却速度により異なった組織になる。つまり、急冷すればマルテンサイトに、徐冷すればパーライトに、そして中間の速度ではベイナイトになる。マルテンサイトを得るには γ の焼入性が問題になる。実用鋼にはある程度の合金元素が添加されているが、Mn や Ni などの γ 生成元素は 2 相域での加熱時間が長ければ γ 中に濃縮されるので焼入性が良くなる。Case 4 の熱処理によって軟らかいフェライト中に硬いマルテンサイト (わずかに残留 γ が存在する場合もある) が均一に分散した 2 相組織が得られる。自動車用高强度鋼板などの dual phase 鋼を得る基本的な熱処理である。

(2) 低温用 Ni 鋼 (マルテンサイト + オーステナイト組織鋼)

Ni を 5~11% 程度含む鋼に前述の 2 相域熱処理を施し、焼もどしマルテンサイト中に安定な残留 γ を少量 (約 5% 程度) 分散させた組織にするとせん移温度が大きく低下し、低温でも優れた靱性を示すようになる⁽²³⁾⁻⁽²⁷⁾。図 5 に Jin ら⁽²⁵⁾ による Fe-8%Ni-2%Mn-0.25%Ti 合金の結果の例を示す。 γ 単相域から焼入れたラスマルテンサイト単相組織の場合、旧 γ 粒径を 38 μm から 1.5 μm へと小さくするとせん移温度が 150 K 程度低下しており、 γ 粒の微細化がマルテンサイト組織のせん移温度低下に有効であることが分かる。さらに、2 相域熱処理により低温でも安定な残留 γ を 5% 程度生成させると、

図 4 2 相域熱処理の模式図。

図5 Fe-8%Ni-2%Mn-0.25%Ti合金におけるシャルピーせん移温度におよぼす組織の影響。

せん移温度は 37 K 程度まで低下し、低温でも非常に良好な靱性を示すようになる。ラス境界に沿って γ が生成することによって図 2 に示したへき開破面単位となるブロックやパケットが分断され、微細化することがせん移温度低下の理由と考えられている⁽²⁷⁾。

ラスマルテンサイト組織におけるブロックの分断、細分化による靱性向上作用については先のオースフォームのところでも述べた。2 相域熱処理およびオースフォームによるラス組織の分断、微細化の機構を図 6 に模式的に示す。通常の γ 化処理により生成したラスマルテンサイトは (a) のようにほぼ同じ方位のラスが隣接して生成し、ブロック領域を形成している。ブロック領域は変形に際してはひとつの結晶粒のように振る舞う。この組織に 2 相域熱処理を施し、(b) のようにラス境界に沿って安定な γ を析出させるとこれらがブロック領域を分割する作用をもつ。一方、加工硬化状態の γ から生成したオースフォームマルテンサイトは (c) に示すように方位の異なるラスが入り乱れて生成する傾向が強く、(a) のような大きなブロック領域が形成されない。

図6 ラスマルテンサイト組織の分断・微細化の機構。

(3) Dual phase 鋼(フェライト+マルテンサイト組織)

2 相域熱処理によりフェライト中に微細な島状のマルテンサイト組織 (約 5~20% 程度) を分散させた dual

phase 鋼は大きな引張強度とともに良好な延性を示し、加工用高張力鋼板として開発されたものである⁽²⁸⁾⁽²⁹⁾。

図 7⁽³⁰⁾ に各種冷延鋼板の引張強さと全伸びの関係を示す。析出強化や加工強化により強化を図ると伸びは大きく低下する。これに対し 2 相鋼は非常に優れた強度-延性バランスを示すのが分かる。軟らかいフェライト地に硬いマルテンサイト相が分散しているため、変形時の加工硬化が大きくなり、その結果大きな伸びと引張強度が得られる⁽³¹⁾。このような dual phase 鋼を得る方法には、図 4(b) のように 2 相域に再加熱する方法と、熱間圧延のまま γ 域からの冷却途上で得る方法がある。また、フェライト+ベイナイト 2 相鋼やフェライト+マルテンサイト+ベイナイト 3 相鋼についても種々検討されている⁽³²⁾⁽³³⁾。

図7 冷延鋼板における強度と伸びの関係。

4. 恒温変態処理(オーステンパー)により生成する残留オーステナイトの TRIP 現象の利用

室温で安定な γ を得る方法の一つとして前述の 2 相域熱処理があるが、この方法は Fe-Ni (または Fe-Mn) 系合金でのみ可能であり、炭素鋼には適用できない。炭素鋼で残留 γ を多くするには、C 量や合金元素を多量に添加し、Ms 点を室温近傍まで下げねばならない。しかし、近年、低合金鋼において残留 γ を多量に得る方法として恒温変態処理(オーステンパー)が見直され、これを利用して強度-延性(靱性)バランスに富む鋼が開発されている。この処理は、ベイナイト変態の進行にともない C が周囲の母相 γ へ排出され、未変態 γ 中の C 濃度が高くなり安定化する現象を利用したものである。ただし、通常の鋼では未変態 γ 中の C の濃化は小さく、室温で安定な γ はほとんど得られない。しかし、1.5~3% 程度の Si を含む鋼の場合にはベイナイト変態にともなう未変態 γ への C 濃化が大きくなり、室温で約 30% もの残留 γ が得られる⁽³⁴⁾⁽³⁵⁾。

図 8 は篠田ら⁽³⁶⁾ によるばね鋼 SUP6 (0.6% C-1.7% Si-

図8 ベイナイト+残留オーステナイト(SUP6鋼)とベイナイト(S55C鋼)の強度-延性バランスの比較。

0.8% Mn)を種々の条件でオーステンパーしたときに得られるベイナイトと残留 γ の2相組織鋼の強度-延性バランスをまとめたものである。比較のためにS55C鋼のベイナイト鋼(この鋼ではオーステンパーによっても残留 γ はほとんど生成しない)の結果も示してある。SUP6鋼ではオーステンパー温度や保持時間により残留 γ 量に変化し、例えば717 K, 100 s保持ではベイナイト約70%, 残留 γ 約30%の組織が得られる。図8から分かるように、引張強さ1079~1471 MPa(110~150 kgf/mm²)の範囲でS55C鋼のベイナイト単相鋼では5~13%の伸びであるのに対し、SUP6鋼では残留 γ によるTRIP現象のために13~40%もの大きな伸びを示す。

松村ら⁽³⁷⁾⁽³⁸⁾は、よりC量の少ない0.4%C-1.5%Si-0.8%Mn鋼について2相域熱処理とオーステンパー処理を併用し、フェライト+ベイナイト+残留 γ 組織を得、残留 γ のTRIP現象を利用し、引張強さ約980 MPa(100 kgf/mm²)程度で伸びが30%程度の高張力鋼板を得ている。この処理は、2相域熱処理により α を約30%, γ を約70%程度の組織にし、その後オーステンパーにより γ からベイナイト変態をおこさせ室温で約15-20%の残留 γ を得ている。このような処理により得られた鋼の強度-延性バランスを図7中△印で示してある。他の強化法に比べ、残留 γ によるTRIP現象を利用すれば非常に良好な性質が得られることがわかる。

オーステンパーにより生成する残留 γ を利用し延性・靱性を改善する熱処理は、近年、球状黒鉛鑄鉄の分野においても注目を浴びている。これらはaustempered ductile iron(ADI)として知られており、引張強さ834~932 MPa(85-95 kgf/mm²)、伸び8-13%という球状黒鉛鑄鉄が得られている⁽³⁹⁾。

5. マルエージ鋼の最近の進歩

(1) 3432 MPa(350 kgf/mm²)級以上の鋼の開発 (特殊加工熱処理法の開発)

現在、実用鋼で最も強靱な鋼は18Niマルエージ鋼であるが得られる強度は2403 MPa(245 kgf/mm²)程度が限界である。さらに高強度の2746~3432 MPa(280-350 kgf/mm²)級の鋼種として多量のMoを添加した低Ni-高Co-高Mo系の鋼(例えば8Ni-18Co-14Mo)が提案されている⁽⁴⁰⁾。しかし、この種の鋼は高Moであるため通常の温度での溶体化処理では γ 中にMoの未溶解析出物が残存するため、十分な延性・靱性を得るのが困難であり、この問題点を克服するために加工熱処理の検討が行なわれている⁽⁴¹⁾。宗木、河部らはマルエージ鋼の強靱化の極限追及を試み、この種の鋼を対象に一連の系統的な研究を行ない、種々の熱処理や加工熱処理について検討している⁽⁴²⁾⁻⁽⁴⁵⁾。

図9⁽⁴³⁾⁽⁴⁵⁾は河部らにより開発された高Mo系マルエージ鋼の特殊加工熱処理の模式図である。まず、靱性を改善するために高温で溶体化処理をおこない、Moの金属間化合物を完全に γ 中に固溶させる。その結果、 γ 粒が粗大になるので溶体化温度からの冷却過程で熱間加工を施し、再結晶によって γ 粒を微細化する。ただし、1273-1173 Kの温度区間は加工によって析出が著しく促進されるので、この区間の圧延を中断する。そして、析出開始ノーズ温度以下でしかも再結晶温度以上の温度に達したところで圧延を再開し、 γ 粒の微細化とオースフォームによる強度上昇を図り、室温に焼入れる。この特殊加工熱処理を10Ni-18Co-12Mo-1Ti鋼に適用し3560 MPa(363 kgf/mm²)の引張強さを得ている⁽⁴³⁾。さらに、特殊加工熱処理後冷間加工を施し時効すると95%冷間加工で最高4295 MPa(438 kgf/mm²)の引張強さが得られる⁽⁴⁴⁾。

図9 マルエージ鋼の特殊加工熱処理の模式図。

(2) 未再結晶溶体化処理法の開発

ラスマルテンサイト組織を示す18Niマルエージ鋼を加熱していくと900 K付近から γ に変態する。この

逆変態は通常マルテンサイト的におこり、逆変態直後の γ は高密度の転位を含んでおり、さらに高温に加熱すると再結晶をおこす⁽⁴⁶⁾⁽⁴⁷⁾。18Ni マルエージ鋼の溶体化処理は、通常この再結晶による γ 粒の微細化を目的に再結晶温度直上への加熱がとられている。しかし、最近、栗林、堀内⁽⁴⁸⁾⁽⁴⁹⁾は未再結晶 γ 域での溶体化処理によって強度と靱性が改善されることを見出し、すでに実用化されている⁽⁵⁰⁾。従来のマルエージ鋼では、逆変態完了温度と再結晶開始温度が狭いため未再結晶 γ 域を利用した熱処理は実用的観点からはほとんど顧みられなかったが、堀内ら⁽⁴⁸⁾⁽⁴⁹⁾はボロン(B)の微量添加(10-30 ppm)によって γ の再結晶温度が大きく上昇する(30 ppm B 添加で B 無添加鋼に比べ 123 K の上昇)ことを見出したことによりこの未再結晶溶体化処理が実用的に可能になったものである。図 10⁽⁴⁹⁾に 18Ni マルエージ鋼の耐力-破壊靱性バランスの例を示す。未再結晶溶体化処理が従来の再結晶溶体化処理材に比べ優れた強靱性を示すことが分かる。さらに、未再結晶溶体化処理前に 30% の冷間加工(マルフォーム)を施すとさらに良い性質が得られる。未再結晶溶体化処理による強靱化効果は、高密度の転位を含む逆変態 γ から生成したラスマルテンサイト組織のブロックが微細化することにより出現すると考えられている⁽⁵¹⁾。これは図 6(c)に示したオースフォームの場合と同様な作用であり、単なる熱サイクルのみで、加工を施したと同様の効果が現われるという点で面白い熱処理である。

図 10 種々の処理を施した 18Ni マルエージ鋼の耐力と K_{IC} の関係(753 K, 18 ks マルエージ処理)。

6. お わ り に

鋼の強靱化に関する最近のいくつかの話題について述べた。強靱な鋼を得るには鋼の生まれと育ちの両方が重要である。近年、製鋼技術の進歩により高純度の鋼が工業的に得られるようになってきた。このような生まれのよい鋼をさらに大切に大きく育てるために、材料研究者、

技術者に課せられた責任は従来に増して大きい。近年、鋼の種々の熱処理や加工熱処理の分野で着実な進歩が見られ精緻な組織制御が可能になってきたが、これらが成功した背景には必ずと言っていいほどある種の合金元素が重要な働きをしている。制御圧延の HSLA 鋼における Nb や Ti の微量添加はすでに有名であるが、オーステンパーによる残留 γ の生成には Si が、マルエージ鋼の未再結晶溶体化処理には B が不可欠の元素である。このように種々の合金元素の微量もしくは少量添加で出現する特殊な作用を見出し活用していくことが、新しい熱処理、プロセスを実用化に結び付ける key になりそうである。さらに、新しいプロセスの開発、研究の重要なことは当然であるが、従来から知られている現象を新しい観点から常に見直していくことも必要に思われる。例えば TRIP やオースフォームは約 20 年前に注目を浴びたが結果的には大きな発展が見られなかった。これは種々の制約のために工業的に成功しなかったためであるが、鋼の強靱化法としては原理的に極めて優れたものである。TRIP 現象が最近種々の分野で再び見直されているように、優れた原理をもつ現象を再度見直し、現状のプロセスの中に積極的に導入していく工夫が必要であらう。

文 献

- (1) 大内千秋：第 90, 91 回西山記念技術講座「鋼中不純物元素の低減とその効果」、日本鉄鋼協会、(1983)、p.93.
- (2) 大橋延夫：鉄と鋼、72(1986)、747.
- (3) 荒木 透：日本金属学会会報、16(1977)、610.
- (4) 小松原 望、渡辺征一、大谷泰夫：鉄と鋼、69(1983)、975.
- (5) I. Tamura : Met. Sci., 16(1982)、245.
- (6) V.F. Zackay, E.R. Parker, D. Fahr and R. Bush : Trans. ASM, 60(1967)、252.
- (7) 田中智夫：日本金属学会会報、17(1978)、104.
- (8) T. Tanaka : Int. Met. Rev., (1981)、No.4、185.
- (9) 田村今男：鉄と鋼、74(1988)、18.
- (10) 大北智良：熱処理、21(1981)、299.
- (11) C. Ouchi : Proc. of Int. Conf. on HSLA Steels, Ed. by D.P. Dunne and T. Chandra, Wollongong, Australia, (1984)、p.17.
- (12) 梅本 実、大塚秀幸、田村今男：鉄と鋼、70(1984)、557.
- (13) 和田典巳、福田耕三：鉄と鋼、73(1987)、1162.
- (14) 山本定弘、本田正春、津山青史、武山政治、関 信博：日本金属学会会報、26(1987)、317.
- (15) 牧 正志、田村今男：鉄と鋼、67(1981)、852.
- (16) S. Matsuda, T. Inoue, H. Mimura and Y. Okamoto : Proc. of Int. Symp. on Toward Improved Ductility and Toughness, Climax Molybdenum Co., Kyoto, (1971)、p. 47.
- (17) Y. Ohmori, H. Ohtani and T. Kunitake : Met. Sci., 8 (1974)、357.
- (18) 田村今男：鉄と鋼、52(1966)、140.
- (19) V.F. Zackay : Mat. Sci. Eng., 25(1976)、247.
- (20) 友田 陽、田名部菊次郎、黒木剛司郎、田村今男：日本金属学会誌、41(1977)、314.
- (21) I. Tamura, K. Tsuzaki and T. Maki : Proc. of Int. Conf. on Martensitic Transformations (ICOMAT-82), Leuven, Belgium, (1982)、p.c4 - 551.
- (22) T. Maki and I. Tamura : Proc. of Int. Conf. on Physical Metallurgy of Thermomechanical Processing in Steels and Other Metals, Tokyo, ISIJ, (1988)、Vol.2、p.458.

- (23) J.W.Morris, Jr., J.I.Kim and S.K.Syn: *Advances in Metal Processing*, Ed. by J.J.Burke et al., Sagamore Army Materials Research Conference Proceedings, (1978), p.25.
- (24) 大岡耕之, 三村 宏, 矢野清之助, 杉野和男, 樋泉 武: 日本金属学会誌, 30(1966), 442.
- (25) S.Jin, S.K.Hwang and J.W.Morris, Jr.: *Met. Trans. A*, 6A(1975), 1721.
- (26) 長井 寿, 高橋博喜, 柴田浩司, 藤田利夫: 鉄と鋼, 68(1982), 799.
- (27) J.I.Kim, C.K.Syn and J.W.Morris, Jr.: *Met. Trans. A*, 14A(1983), 93.
- (28) 高橋政司, 国重和俊, 岡本篤樹: 日本金属学会会報, 19(1980), 10.
- (29) 古川 敬: 日本金属学会会報, 19(1980), 439.
- (30) 武智 弘, 松村 理: 軽金属, 37(1987), 563.
- (31) D.K.Matlock, F.Zia-Ebrahimi and G.Krauss: *Deformation, Processing and Structure*, Ed. by G.Krauss, ASM (1982), p.47.
- (32) 須藤正俊, 橋本俊一, 神戸章史: 鉄と鋼, 68(1982), 1211.
- (33) 橋本俊一, 三村和弘, 細田卓夫, 須藤正俊: 鉄と鋼, 72(1986), 1736.
- (34) S.J.Matas and R.F.Heheman: *Trans.AIME*, 221(1961), 179.
- (35) H.K.D.H.Bhadeshia and D.V.Edmonds: *Met. Sci.*, 17(1983), 411, 420.
- (36) 篠田研一, 山田利郎: 熱処理, 29(1980), 326.
- (37) O.Matsumura, Y.Sakuma and H.Takechi: *Trans. ISIJ*, 27(1987), 570.
- (38) O.Matsumura, Y.Sakuma and H.Takechi: *Scripta Met.*, 21(1987), 1301.
- (39) T.Kobayashi and H.Yamamoto: *Met. Trans. A*, 19A(1988), 319.
- (40) J.R.Mihalisin and C.G.Bieber: *J. Met.*, (1966) Sept., 1033.
- (41) 須藤 一, 尹 鐘大: 日本金属学会誌, 45(1981), 641.
- (42) 宗木政一, 河部義邦: 鉄と鋼, 66(1980), 1177.
- (43) 宗木政一, 河部義邦, 高橋順次: 鉄と鋼, 69(1983), 983.
- (44) 宗木政一, 河部義邦, 高橋順次: 鉄と鋼, 69(1983), 2030.
- (45) 河部義邦ら: 金属材料技術研究所報告集, 5(1984), 43.
- (46) 細見広次, 芦田喜郎, 波戸 浩, 安宅 龍, 石原和範, 中村 均: 鉄と鋼, 64(1978), 595.
- (47) 牧 正志, 森本啓之, 田村今男: 鉄と鋼, 65(1979), 1598.
- (48) 栗林一彦, 堀内 良: 鉄と鋼, 72(1986), 2109.
- (49) K.Kuribayashi and R.Horiuchi: *Proc. of Int. Conf. on Martensitic Transformations (ICOMAT-86)*, Nara, Japan Inst. Metals, (1986), p.554.
- (50) 松崎明博, 佐藤信二, 奥村健人, 正野 進, 岡崎 洋: 日本金属学会会報, 25(1986), 550.
- (51) 栗林一彦, 堀内 良: 鉄と鋼, 73(1987), 2251.

~~~~ 用語あれこれ ~~~~~

ものごとは、他と異なる特徴を種々に認め、それに基づいて様々に分類されることを経て、さらに一層深く認識されていく。このような場合、正確な把握や的確な表現のために、多くの用語が必要になる。また、このような場合、概念をできるだけ鮮明にするために、反意語の組合せがよく使用される。破壊についても、この例外ではない。

破壊を判断する場合の基準は、それが起こり易いかどうかによって置かれているようである。これについて幾つかの例を挙げてみよう。

- ①延性(ductile) — 脆性(brittle)
- ②せん断(shear) — へき開(cleavage)
- ③繊維状(fibrous) — 結晶状(crystalline)

①は破壊が起こる前に、物体に生じた塑性変形量が多いか少ないかによって区別される。この概念が一般に最もよく使用されているようである。しかし塑性変形量の大きさや測定方法・精度によって変動しやすいため、定義が明確さを欠くきらいがある。

②は破壊機構に基づいた用語であり、概念としては一層はっきりしているが、それを決定するためには複雑な金属組織学的手法を必要とする。しかも繊維状の破面や延性破壊したものの中にも、へき開によって壊れている部分が見受けられる例もあり、破壊の程度が必ずしも忠

実に反映されるとは限らない点に注意しなければならない。

③は破壊の後に、物体の破面に見られるマクロ的な特徴によるものである。これは前二者に比較して客観的にとらえ易い——破面率として計測される。

これらの用語は異なる基準によってはいるが、前者側の用語と後者側のものとがそれぞれ類似しているために、混用や誤用されることもあるようである。たとえば上記の破面については、繊維状(または結晶状)破面と呼ぶのが正しいと思われるが、延性(または脆性)破面と表現されることがある。

この他、似通った用語もある。破壊(fracture)、破損(failure)、破断(rupture)の区別はどうであろうか？

また、き裂と割れはどのように違うのであろうか？——これについては、ポジとネガの関係で受け止めるのも一法であろう。

近時、破壊に関する用語も JIS に幾つかのものが定義され登場するようになった(たとえば、JIS G0202(1987)鉄鋼用語(試験))。さらに基本的なものと思われる用語も含めて、一通りのものが然るべき機関において、早く検討・確定されることが待たれるところである。

(鈴鹿工業高等専門学校 梶野利彦)