



加工熱処理による低合金鋼の強靱化

Strengthening and Toughening of Low-alloy Steel by Thermomechanical Treatment

木村勇次
Yuuji Kimura

(独) 物質・材料研究機構
新構造材料センター 主任研究員

1 はじめに

最近、省資源化、省エネルギー化そしてCO₂排出量削減を目的とした輸送機の更なる軽量化や次世代鋼構造物の実現を目指し、鉄鋼材料のより一層の高強度化およびその部材開発への要求が高まっている。例えば、鉄鋼材料では降伏強さを1500MPa以上に高めると比強度(=降伏強さ/密度)を超々ジュラルミンの比強度の190MPa・m³/Mg以上に高めることができる。また、高力ボルトを例にとれば、高強度化は単にボルトの大きさや使用本数を減らせるだけでなく鋼構造物のデザインも変革できることから、鋼構造物のコンパクト化・軽量化も期待できる¹⁾。

鉄鋼材料ではオーステナイト相を室温へ冷却する過程でフェライト変態、パーライト変態、ベイナイト変態、マルテンサイト変態などの種々の固相変態が起こることが最大の利点である。合金成分、加工、熱処理を組み合わせることで約200MPaから4GPa程度までの広範囲の引張強度レベルをカバーできる²⁾。鉄鋼材料の中で最も多く使われているのは低合金鋼(ここでは炭素以外の合金元素の総量が10質量%未満)であるが、降伏強さが1400MPa(200ksi)以上の超高強度レベルでは靱性^{3,4)}、耐遅れ破壊特性⁵⁾、疲労特性⁶⁾などの破壊特性が低いことからしばしばその適用範囲が限定されてきた。

構造材料の破壊特性を向上させるには、材料固有の破壊に対する抵抗を高めること、主き裂先端での応力集中を緩和することの2つの方策がある。鉄鋼材料の前者に対する具体的な方策としては、1) 脆化原因となるP、Sなどの不純物元素や介在物の低減、2) 炭素の低減、3) Niなどの合金元素の添加、4) 結晶粒微細化が一般に良く知られている。一方、後者の方策としては、5) 層状剥離現象(デラミネーション⁷⁾、セパレーション⁸⁾、fissure⁹⁾などの呼称があるが、以下、デラミネーションと総称する)の活用がAl-Li合金⁷⁾やパイブラ

イン用鋼^{8,9)}などの低温用材料で良く知られている。これらの方策の中で、低合金鋼の強靱化にとくに重要な方策は結晶粒微細化とデラミネーションの活用であり、Niなどの希少元素の多量添加を必要とすることなく鉄鋼材料の延性脆性遷移温度(DBTT)を低下できる。

本稿では、結晶粒微細化とデラミネーションの活用に着目して、加工熱処理による低合金鋼の強靱化に関する研究開発の動向を概説する。ついで、これらの方策に関連して、超微細組織状結晶粒組織のデラミネーションを活用した超高強度低合金鋼の靱性向上に関する著者らの研究成果^{10,11)}をトピックスとして紹介する。なお、ここではシャルピー衝撃試験による切欠靱性(JIS Z 2242、ASTM E23-05)を対象とした。

2 結晶粒微細化

結晶粒微細化は、(1) 粒界への応力集中低減、(2) 粒界での不純物元素の希釈効果を併せ持ち、降伏強さを上昇させると同時に延性脆性遷移温度(DBTT)を低下できる有効な組織制御法である¹²⁻¹⁴⁾。延性脆性遷移は、材料の降伏応力が脆性破壊に必要な応力(脆性破壊応力)を上回ったときに起こる。鉄などの体心立方格子金属はとくに低温域で降伏応力が急激に上昇するため明瞭な延性脆性遷移を示す。結晶粒の微細化は降伏応力と同時に脆性破壊応力も上昇させるが、その上昇の度合いは降伏応力よりも脆性破壊応力のほうで大きい^{13,14)}。以下、単相組織鋼、複相組織鋼のそれぞれ代表的な組織として、フェライト組織とマルテンサイト組織を取り上げる。

2.1 フェライト組織

ここ10年間あまりは日本の国家プロジェクト(新世紀構造材料(超鉄鋼)PJ、スーパーメタルの技術開発、環境調和型超微細粒鋼創製基盤技術の開発PJ)を発端として、炭素量

が0.2%以下の低炭素低合金鋼を低温域で強ひずみ加工することでフェライト粒径を $1\mu\text{m}$ 以下に超微細化する研究が盛んに行われてきた¹⁵⁾。例えば、1997から2005年度まで実施された超鉄鋼PJでは、SS400やSM490に相当する低炭素低合金鋼に圧延¹⁶⁾または鍛造法¹⁷⁾で相当ひずみ2.5以上の加工を施してフェライト粒径を $1\mu\text{m}$ 以下に超微細化し、引張強さを従来の400MPaから800MPa程度に高めることに成功した。また、形状不変加工法のひとつである高圧下ねじり(HPT)加工では結晶粒径をさらに数百nm以下に超微細化することも可能であり、高純度鉄(Fe-11質量ppm C)のHPTでは引張強さを1800MPa以上に上昇できることも報告されている¹⁸⁾。ところが、フェライト鋼の結晶粒超微細化による強化では一様伸びが著しく低下してネッキングによる不均一変形が伸びの主体となり、延性が低下することも指摘されている¹⁹⁻²⁶⁾。均一伸びの向上には加工硬化率を高めることが必要であり、その改善策としては、炭化物^{24,26)}、酸化物²⁰⁾、準安定オーステナイト²⁵⁾、マルテンサイト²⁶⁾などの第2相粒子を基地中に超微細に分散させること、いわゆる超微細複相組織化が提案されている。一方、低温域の圧延で作製された超微細粒鋼のシャルピー衝撃試験では、フェライト粒径を $1\mu\text{m}$ 以下に超微細化するとDBTTを液体窒素温度域以下にまで低下できるものの、上部棚の衝撃吸収エネルギーが低下することが報告されている^{16,21,23,27)}。このような上部棚の衝撃吸収エネルギー低下の要因としては、1) 強ひずみ圧延加工に伴う集合組織等の発達によってデラミネーションが顕著になること^{16,27,28)}や結晶粒微細化強化に伴って延性が低下することが考えられている²⁸⁾。ただし、電着で作製されたCoのナノ結晶粒材(結晶粒径18nm)ではデラミネーションが起らないにもかかわらず延性破壊領域での衝撃吸収エネルギーが粗粒材と比べて著しく低いことが報告されている²⁹⁾。このことは、結晶粒超微細化による強化は延性の低下と同様に上部棚の衝撃吸収エネルギーの低下につながることを示唆している。しかしながら、超微細粒鋼の靱性を議論するにはデータが未だ少ないのが現状である。とくに結晶粒超微細化のみによって1000MPa以上の降伏強さを有する等軸フェライト粒鋼のデータは見当たらない。今後も靱性の結晶粒径依存性に関するデータの蓄積と詳細な解析が必要である。

2.2 マルテンサイト組織

炭素量が0.6%程度までの鋼の焼入れで出現するラスマルテンサイト組織は焼戻しによって優れた強度と延性、靱性バランスを有する。ラスマルテンサイト組織のひとつの結晶は厚さ $0.2\mu\text{m}$ 程度の非常に薄いラス状である。ラスは平行に集団をなし旧オーステナイト粒内でブロック、そしてパケット

を構成する³⁰⁻³²⁾。焼入れままのマルテンサイト晶(ラス)の内部には金属を強加工したときの転位密度に匹敵する $10^{15}/\text{m}^2$ 程度の高密度の転位が存在する³²⁾。ラス境界は結晶方位差が数度以内の小角粒界であるのに対し、ブロック、パケットは大角粒界である。よって、ブロックやパケット径がマルテンサイト組織の強靱性を考える際の“有効結晶粒径”と考えられている^{30,32)}。ブロックやパケットの大きさや形態は炭素量^{31,32)}、旧オーステナイト粒径³²⁾などによって変化する。炭素鋼ではとくに炭素量の増加に伴ってブロックやパケットは微細化される^{31,32)}。例えば0.4%の炭素を含有したSCM440鋼のブロックの平均幅は $1\mu\text{m}$ 以下と微細である³³⁾。したがって、中炭素低合金鋼のラスマルテンサイト組織は高密度の転位を内蔵した超微細結晶粒組織であり、さらに焼戻しによって炭化物が微細に分散した焼戻マルテンサイト組織は“超微細複相組織”の一種とも見なせる。図1に焼戻マルテンサイト組織の模式図を示す。マルテンサイト鋼の靱性を向上させる組織制御法としては、高温焼戻し、旧オーステナイト粒微細化^{34,35)}、オースフォーム^{36,37)}などがよく知られており、これらはしばしば組み合わせて用いられる。高い靱性が要求される機械構造用鋼ではマルテンサイト組織は一般に550℃以上、 A_1 点以下の高温で焼戻しされる。焼戻温度が高くなるほど、1) 焼入れで発生する内部応力を転位の回復とともに低減できる、2) 炭化物を球状に分散できるなどの利点がある。オースフォーム³³⁾や旧オーステナイト粒の微細化³⁸⁾は、パケットやブロックを微細化できるマルテンサイト鋼の強靱化に有効な組織制御法である。例えば、急速加熱焼入れにより旧オーステナイト粒径を $2.5\mu\text{m}$ まで微細化した焼戻マルテンサイト鋼(HY130; 0.1C-5Ni-0.6Cr-0.5Mo-0.06V-0.7Mn鋼)では、約1400MPaの引張強さで、通常の焼入・焼戻材と比べて降伏強さが上昇するとともにDBTTが低下することが報告されている³⁴⁾。

図2は室温での種々の鋼材の降伏強さとVノッチシャルピー衝撃吸収エネルギーの関係である^{3,16,34,36,39-45)}。低合金マルテンサイト鋼は降伏強さが1000MPa付近で優れた靱性を示

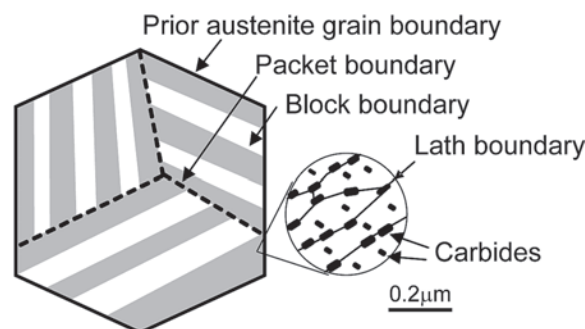


図1 焼戻マルテンサイト組織の模式図

す³⁹⁾。ところが降伏強さが高くなるにつれて吸収エネルギーは低下し 1400MPa 以上では 40J 以下と低いことがわかる³⁾。ちなみに、図中のマルエージング鋼を含む高合金鋼 (炭素以外の合金元素の総量が 10%以上)⁴¹⁻⁴⁵⁾では、ナノサイズの第 2 相粒子の分散強化と 1) 脆化原因となる P、S などの不純物元素や介在物の低減、2) 炭素の低減、3) Ni などの合金元素の添加によって低合金鋼よりも優れた強度・靱性バランスを有している。しかし最高級のマルエージング鋼でも降伏強さが 1800MPa 以上では吸収エネルギーが 40J 程度にまで低下している⁴⁵⁾。このことは、材料固有の破壊に対する抵抗を高めるという方策のみで降伏強さが 1800MPa 以上の低合金鋼の靱性を大幅に向上させることの難しさを示している。

3 デラミネーションの活用

デラミネーションは、圧延鋼板^{8,9,46,47)}、超微細粒鋼^{16,27,28)}、積層鋼板⁴⁸⁻⁵⁰⁾、オースフォーム鋼^{36,37)}などの組織の異方性が強い材料のシャルピー衝撃試験などの破面にしばしば発生する。主き裂の発生または伝播に先立って、板面に平行な面にデラミネーションが発生すると主き裂先端の 3 軸応力状態が緩和 (き裂が鈍化) されて主き裂の伝播が抑制される。その結果、靱性が改善される。図 3 に模式的に示すように、デラミネーションの破壊様式は 2 つのタイプに分けられる⁴⁸⁾。な

お、ここで例示したのは積層鋼板であり、接合面の結合力が低い。Crack-divider タイプでは、荷重によりノッチまたは主き裂先端に生ずる 3 軸応力の σ_x のため、接合面が剥離して割れが発生する。Crack-divider タイプのデラミネーションが生じると実効的に薄板の重ね合わせと同じになる。つまり、デラミネーションの発生頻度が増すほどき裂先端の応力状態が 3 軸応力から 2 軸の平面応力状態へ緩和され、主き裂の伝播が抑制される。圧延鋼板^{8,9,46,47)}や超微細粒鋼^{16,27,28)}ではこの Crack-divider タイプのデラミネーションが観察されている。デラミネーションの発生温度域は、シャルピーのエネルギー遷移温度域とほぼ一致し、遷移温度以上、あるいは遷移温度以下では発生頻度が減少することが報告されている⁸⁾。ただし、デラミネーションの発生頻度が高いほど 100% 延性破壊温度域での延性き裂への抵抗は低くなる。すなわち吸収エネルギーが減少する (延性破壊特性劣化)⁸⁾。一方 Crack-arrester タイプでは、主き裂の方向 (Z 軸方向) と垂直な面に沿ってデラミネーションが生じ、き裂がほぼ完全に鈍化されることで主き裂先端の応力状態は 3 軸応力から 1 軸引張状態へと緩和される。すなわち、実効的には単純な曲げ変形となり、靱性が大幅に改善される^{36,37,49,50)}。McEvily と Bush³⁶⁾は、0.2% C-3% Ni-3% Mo 鋼をオースフォームすると、200℃近傍で Crack-arrester タイプのデラミネーションが伸長した旧オーステナイトの粒界に沿って発生し、シャルピー衝撃吸収エネルギーが 325J と異常に高い値を示すことを報告した。しかし、室温近傍ではデラミネーションは起こらず吸収エネルギーは 33J と低下した。このときの室温降伏強さは 1600MPa であった。延性脆性遷移を示さないオー

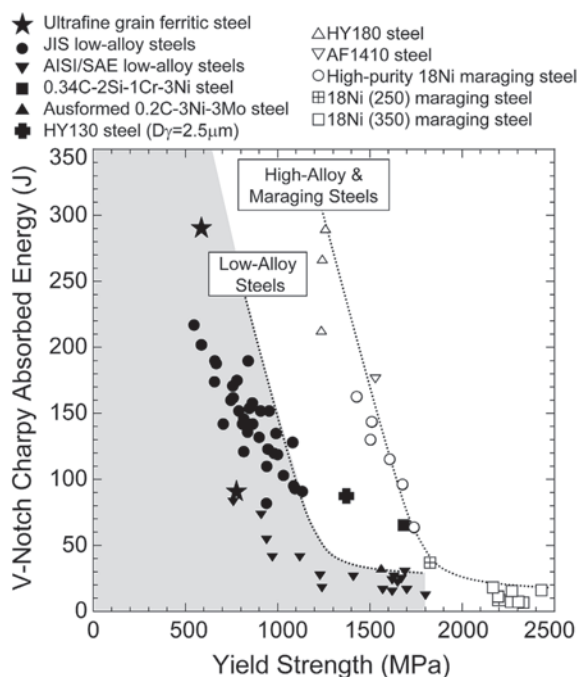


図2 室温における降伏強さとVノッチシャルピー衝撃吸収エネルギーの関係；超微細フェライト粒鋼¹⁶⁾、JIS³⁹⁾、AISI/SAE³⁾低合金マルテンサイト鋼、0.34C-2Si-1Cr-3Ni⁴⁰⁾、オースフォームド0.2C-3Ni-3Mo³⁶⁾、微細 γ HY130³⁴⁾マルテンサイト鋼、ならびにHY180⁴¹⁾、AF1410⁴²⁾高合金マルテンサイト鋼、高純度⁴⁴⁾、250⁴⁵⁾、350⁴³⁾-18Niマルエージング鋼

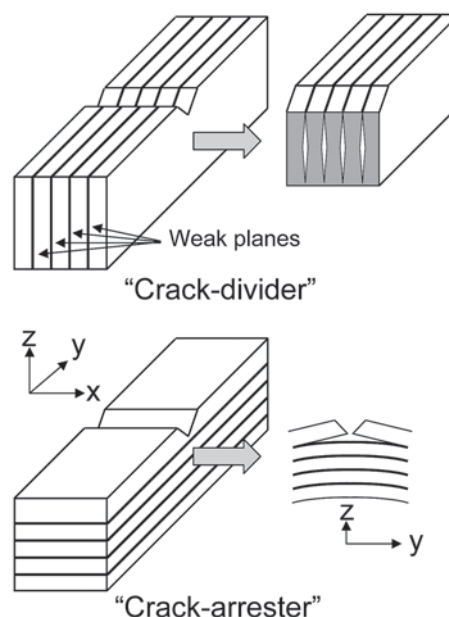


図3 デラミネーションの破壊様式の模式図

ステナイト系ステンレス鋼（室温降伏強さ＝215MPa）では、低温になるほど Crack-arrester タイプのデラミネーションが顕著となり、シャルピー衝撃吸収エネルギーが増大することが報告されている⁵¹⁾。この試験片は特性が劣化したガスタービンチャンバーから採取されたもので、オーステナイトは十分に再結晶していることから偏析帯で粗大化した炭化物に起因してデラミネーションが生じたと考えられている。また、0.12C-0.4Si-1.8Mn-0.03Nb 棒鋼の制御圧延では板材の制御圧延とは異なる集合組織が形成され、シャルピー衝撃試験では圧延面と平行な多数のデラミネーションが発生し-196℃でも試験片が破断・分離するには到らなかったことが報告されている⁵²⁾。このような DBTT の著しい低下は圧延方向 (RD) と垂直な断面のフェライト粒の微細化と $\{111\} \sim \{211\} \langle 110 \rangle$ 集合組織の発達による割れの発生伝播を妨げる効果とデラミネーションの発生による平面応力状態の実現によるものと考えられている。

デラミネーションの発生には、伸長した旧オーステナイトの粒界³⁶⁾や MnS³⁷⁾、炭化物^{28,47,51)}などの介在物、積層鋼の接合部⁴⁸⁻⁵⁰⁾などの界面における破壊や集合組織^{8,9,16,27,52)}が関係すると考えられている。したがって、デラミネーションを靱性の向上に有効に活用するには組織制御によってデラミネーションの発生を制御することが重要である。

4 超微細繊維状結晶粒組織におけるデラミネーションの活用

4.1 テンプフォーミングによる超微細繊維状結晶粒組織の創製概念

1963年に田村がまとめた鋼の加工熱処理法の分類⁵³⁾によれば、焼戻マルテンサイト組織の加工は、ピアノ線のパテンティング+加工などと同じ相変態後の加工に分類される。その通称としてはストレインテンパリング (Strain-tempering)、テンプフォーミング (Tempforming) などがある。その当時の焼戻マルテンサイト組織の加工は、マルテンサイト組織を200℃付近までの低温域で焼戻した後に加工を施し、さらに再焼戻するというものであった。焼戻マルテンサイト組織の加工に伴う著しい強度上昇が報告されている。岩瀬らは、鋼の塑性加工後の応力負荷低温焼鈍処理に対してストレインテンパリングという名を付けているが、大きな塑性変形を与えるようなものではなかった⁵⁴⁾。時実らは、オーステナイト粒を逆変態によって微細化するための前加工組織を得る手段として中炭素低合金鋼の焼戻マルテンサイト組織の冷間または温間加工に着目した^{55,56)}。焼戻マルテンサイト組織に減面率80%の冷間圧延を施した後に短時間のオーステナイト化処理を施すことで旧オーステナイト粒径を1μm程度まで

超微細化することに成功した。最近では、超微細結晶粒組織を得るための有効な手段として焼戻マルテンサイトの加工が注目されており、比較的高温域での多軸の加工⁵⁷⁾や加工後の焼鈍²⁴⁾によって等軸状の超微細粒が形成されることが報告されている。

一方著者らは、最近、超微細繊維状結晶粒組織を得る手段として中炭素低合金鋼の焼戻マルテンサイトの温間加工に着目している^{10,11)}。なお、この加工熱処理を通じて組織を作り込むと同時にボルトなどの部品に成形してゆくことを念頭に置いて、この処理を“テンプフォーミング”と呼んでいる。従来、高力ボルトなどの高強度部品の製造では成形前に素材を球状化焼鈍する必要があるのに対し、テンプフォーミングでは軟質化処理を省略できる点にプロセス上の利点がある。また、オースフォームは準安定オーステナイト相の加工であるために、1) オーステナイト相を安定化するために比較的多くの合金元素の添加を必要とし、2) 複雑な形状の部品への適用が難しいなどの問題点がある⁵⁸⁾。これに対して、テンプフォーミングでは焼戻マルテンサイト組織の加工であるため比較的に広範囲の低合金鋼にも適用可能と考える。とくに中炭素低合金鋼の温間テンプフォーミングでは、基地中に微細に分散した炭化物粒子のピン止め効果を利用して基地組織の結晶粒超微細化と同時に超微細粒の集合組織と形状も制御できる点に組織制御上の利点がある^{10,11)}。しかも基地中にナノメートルサイズで超微細に分散した炭化物粒子は転位をピン止めて超微細繊維状結晶粒組織の高強度化と均一伸びの向上にも寄与すると考える。

4.2 テンプフォーミングで作製した超微細繊維状結晶粒組織の機械的特性¹¹⁾

本研究でモデル鋼として用いたのは高純度の0.4% C-2% Si-1% Cr-1% Mo 鋼 (質量%) である。本鋼は2次硬化鋼の1種である。Si、Crと2次硬化を引き起こすMoの複合添加によって500℃の焼戻しでも炭化物粒子が超微細に分散して1800MPaの引張強さが得られるように合金設計した。テンプフォーミングを用いた加工熱処理の概略を図4に示す。まず、熱間圧延材から切り出した4×4×12cmの角材に1200℃で1時間溶体化処理を施し、溝ロール圧延機を用いた熱間圧延により断面積が9cm²の角棒材とした後水焼入れしてマルテンサイト組織を得た。マルテンサイト組織の旧オーステナイト平均結晶粒径は50μmであった。ついで、焼入材を500℃で1時間焼戻した後、溝ロール圧延機で3パス→3パス→3パスの9パスの加工 (累積減面率：77%、相当ひずみ：1.7) を施して断面積2cm²、長さ約1mの角棒材とし室温まで空冷した (テンプフォーム (TF) 材)。なお3パス毎に試料を500℃で5分間再加熱した。最終パスは形状を整えるため

に同じロール溝に90度回転させて通した。

TF材では圧延方向(RD)に伸長したフェライト粒の基地中に50nm以下の炭化物粒子が球状に分散した超微細繊維状結晶粒組織が形成されている(図5)。電子後方散乱回折(EBSP)法で測定された伸長フェライト粒の短軸の平均切片長さは結晶方位差15°以上の大角粒界で260nmであった。RDの逆極点図は、発達した<110>//RD繊維集合組織が形成されていることを示している。<110>//RD繊維集合組織は、超高強度金属極細線(サイファ) ⁵⁹⁾、高炭素鋼線 ⁶⁰⁾、フェライト鋼 ⁶¹⁾などの冷間伸線材で観察される典型的な加工集合組織である。

表1に室温での引張変形特性とVノッチシャルピー衝撃吸収エネルギーをまとめる。なお、比較として焼ならし材を950℃で30分間オーステナイト化後油焼入れし、500℃で1時間焼戻後水冷して得られた材料(QT材)のデータも示す。

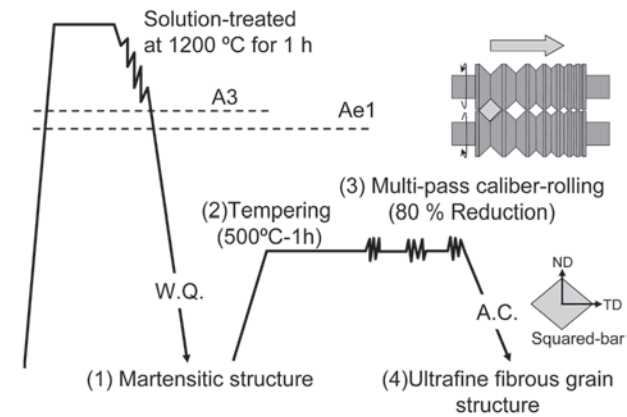


図4 多パスの溝ロール圧延による焼戻マルテンサイト組織の温間加工(温間テンポフォーミング)の概略

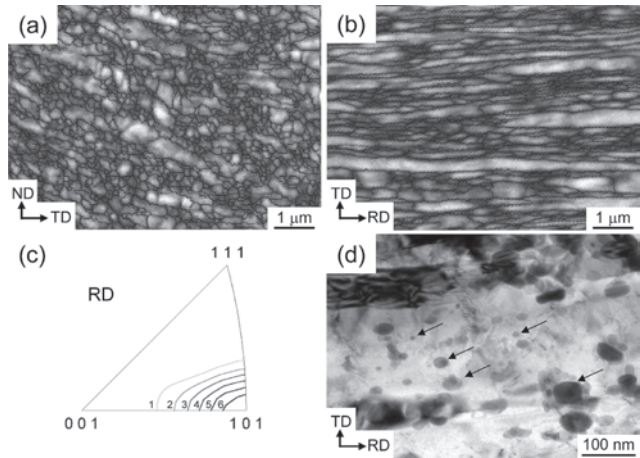


図5 0.4C-2Si-1Cr-1Mo鋼の温間テンポフォーミングで作製された超微細繊維状結晶粒組織 ¹¹⁾。FESEM/EBSD分析で得られたImage quality マップ(a)、(b)中には結晶方位差5°以上の粒界を示す。圧延方向(RD)に関する逆極点図(c)は、<110>//RD繊維集合組織の形成を示す。TEM写真(d)中の矢印はナノサイズの炭化物粒子を示す

1800MPa級の引張強さでTF材はQT材と比べると高い降伏比(=降伏強さ/引張強さ)を示し、強度・延性バランスにも優れている。QT材の吸収エネルギーの平均値は14Jであり、図2の低合金マルテンサイト鋼のバンドの中に含まれる。これに対して、TF材の吸収エネルギーの平均値は226Jと著しく高い。この値は、室温降伏強さが1800MPaのマルエージング鋼の吸収エネルギー ⁴⁵⁾の約6倍に相当する。

図6は、TF材とQT材のVノッチシャルピー衝撃吸収エネルギーと試験温度の関係を示す。60℃から-100℃の温度域ではQT材は典型的な延性脆性移行挙動を示し、試験温度が低くなるにつれて吸収エネルギーが低下している。なお20℃以下のQT材の破壊モードは擬へき開であった。一方、TF材は、150℃でQT材の約6倍の133Jの高い吸収エネルギーを示す。とくに従来の超高強度鋼 ^{3,4,40,43,44)}が延性脆性遷移を示す60℃から-60℃の温度域において吸収エネルギーが増大する、“韌性の逆温度依存性”が認められる。TF材における韌性の著しい向上は、図7に示すように、衝撃方向とはほぼ直角にき裂が分岐する、Crack-arresterタイプのデラミネーションが引き起こされたことに起因する。すなわち、デラミネーションが顕著になるほど吸収エネルギーが増大し、-20℃

表1 0.4C-2Si-1Cr-1Mo鋼の温間テンポフォーム材(TF)と通常焼入・焼戻材(QT)の室温の引張変形特性とVノッチシャルピー衝撃吸収エネルギー

	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_B (MPa)	EU (%)	EL (%)	RA (%)	vE (J)
TF	1840	1850	6.7	14.7	50	226
QT	1470	1770	4.5	10.3	35	14

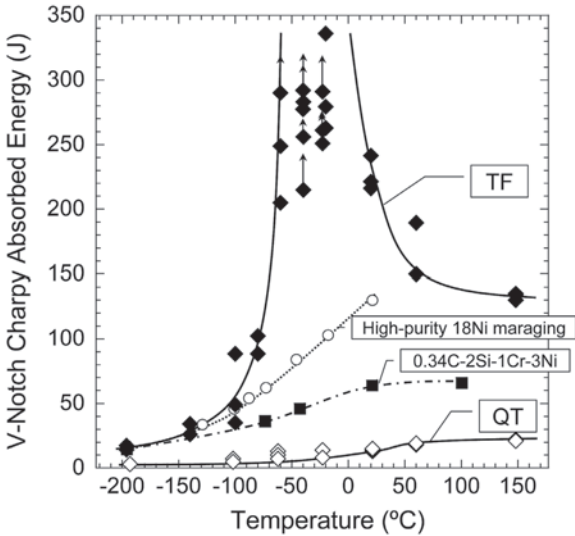


図6 0.4C-2Si-1Cr-1Mo鋼の温間テンポフォーム材(TF)と通常焼入・焼戻材(QT)のVノッチシャルピー衝撃吸収エネルギーと試験温度の関係。図中には0.34C-2Si-1Cr-3Ni鋼(室温降伏強さ=1680MPa) ⁴⁰⁾と高純度18Niマルエージング鋼(室温降伏強さ=1510MPa) ⁴⁴⁾のデータも示す

から -60°C の温度域では図中に↑で示すように500Jの衝撃エネルギーでは、竹を折ったときのように試験片が完全に破断しないものもあった。このような“靱性の逆温度依存性”は、前述のように、オースフォームド鋼³⁶⁾やオーステナイト系ステンレス鋼⁵¹⁾ですでに確認されていたが、1800MPa級の超高強度かつ低合金鋼の低温域での発現は画期的である。

TF材では、MnSの存在は無視してよく、旧オーステナイト粒界と他の粒界の区別もつかない組織となっている。デラミネーションを起こしたTF材では、RDに垂直な破断面の形態は延性的なディンプル破面であるのに対し、き裂が分岐した面(RD方向に平行、衝撃方向に垂直)では脆性的な擬へき開破壊の様相を呈していた(図8)。すなわちTF材のデラミネーションは $\langle 110 \rangle // \text{RD}$ 繊維集合組織を有する超微細繊維状結晶粒組織に起因して起こったものと考えられる。なぜならこの組織は、鉄の $\{100\}$ へき開面を多く含み脆性破壊が起こりやすい結晶面を衝撃方向(RD方向に平行)とは垂直に、そ

の一方で、 $\{110\}$ 面を多く含み、結晶粒径が超微細で低温域まで延性的な結晶面を衝撃方向と平行(RD方向に垂直)に提供するからである。RD方向に垂直な面が低温まで延性的であることは、図9に示す引張変形特性の温度依存性の結果からも支持される。液体窒素温度での引張試験でQT材は脆性的に破断して絞りをほとんど示さなかった。これに対しTF材は降伏強さが2300MPaまで上昇しても40%程度の高い絞りを維持していた。したがって、このような超微細繊維状結晶粒組織において、 60°C から -60°C の温度域では降伏応力の増大に伴ってとくにRD方向に平行な結晶面に沿った脆性破壊、すなわちデラミネーションが促進されれば、靱性の逆温度依存性を上手く説明できる。以上のように、基地結晶粒の超微細化とナノサイズの炭化物粒子の分散に加え、超微細粒の集合組織と形状を制御してデラミネーションの発生を制御すれば降伏強さが1800MPaを超える低合金鋼でも靱性を大幅に向上できることがわかった。

ただし超高強度鋼線分野では、ねじり変形初期に発生するデラミネーションは、線材の高強度化を阻害する有害なものとして認識されている^{62,63)}。したがって、今後はデラミネーションを活用した靱性向上の短所と長所を調査するとともに高強度鋼の実用化に必要な遅れ破壊、疲労破壊に関するデータなども蓄積してその適用可能範囲を明確にすることが必要である。また、 500°C 付近の焼戻マルテンサイト組織の加工は従来の常識からすると“厳しい加工”である。それゆえ量産化にむけてはデラミネーション発生に有効な結晶粒径、形状、集合組織、第2相粒子の大きさ・形態などの組織因子に及ぼす加工温度、相当ひずみ量⁶⁴⁾などのプロセスパラメータの適正化を図り、加工の負荷を低減できる効率的な温間加工成形技術を確認してゆくことも大きな課題である。

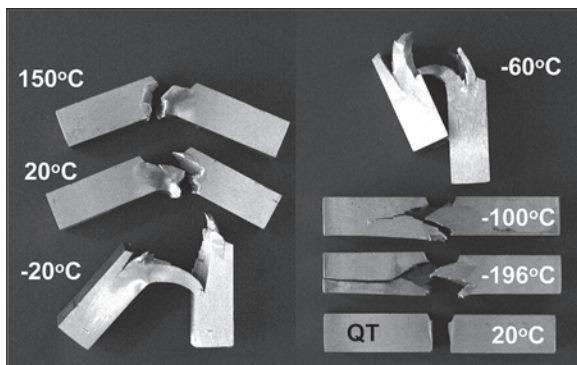


図7 0.4C-2Si-1Cr-1Mo鋼の温間テンプフォーム材(TF)のVノッチシャルピー衝撃試験後の試験片の外観写真。図中には 20°C で試験した通常焼入・焼戻材(QT)の外観も示す

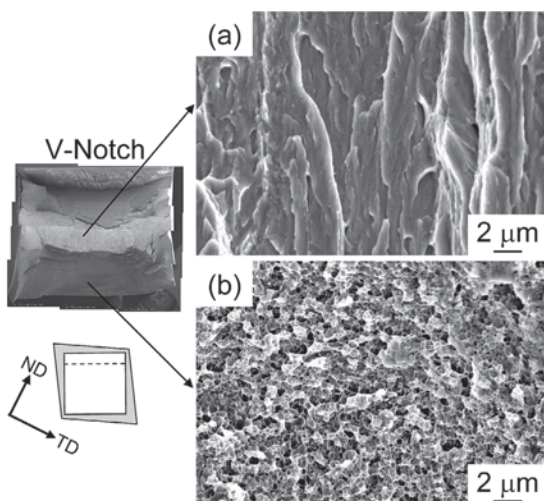


図8 20°C でデラミネーションを起こした温間テンプフォーム材(TF)の破面形態；(a) $// \text{RD}$ 、(b) $\perp \text{RD}$

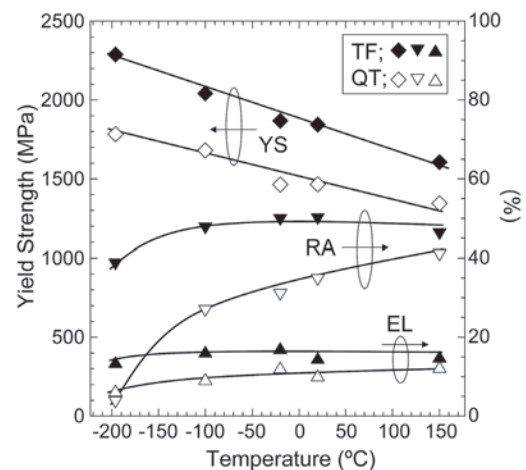


図9 0.4C-2Si-1Cr-1Mo鋼の温間テンプフォーム材(TF)と通常焼入・焼戻材(QT)の引張変形特性の温度依存性

5 おわりに

降伏強さが1400MPaを超える低合金鋼の高靱性化は鉄鋼材料研究に残された大きな課題の一つである。しかもこのような超高強度を達成できる材料になると、素材の冷間鍛造、焼入れおよび焼戻しなどの従来プロセスで“複雑な形状をした部品”に所定の特性を持たせることの難しさがシーズの発掘と実用化を阻む⁶⁵⁻⁶⁷⁾。例えば、マルテンサイト鋼を、Mo、Vなどの焼戻軟化抵抗を高める合金元素の添加を極力抑えて高強度化するには低温域での焼戻しまたは炭素量を増やすことが必要となる。しかしながら炭素量を増加してセメンタイトの分散量を増やせば強度は増加する一方で球状化焼鈍による軟質化も困難になる⁶⁵⁾。しかもセメンタイト量の増加はボイドの発生起点を増やすこととなり靱性の低下にもつながる。その一方で低温域での焼戻しでは、内部応力を十分に除去できない、脆化温度域での焼戻しも不可避となる場合が多い。したがって、従来プロセスにとらわれないルートの探索も新しい材料と部材の実現には必要と考える。ここでトピックスとして紹介させて頂いた温間テンプレフォーミングはその一例である。この加工熱処理は著者らが超鉄鋼PJから継続して遂行している1800MPa級超高力ボルト創製プロジェクトの中⁶⁵⁻⁶⁷⁾で、時実らが開発したオーステナイト粒微細化のための加工熱処理^{55,56)}の最適化に関する研究⁶⁸⁾を通じて見出したものである。オーステナイト粒超微細化の極限を追究し、ボルト用鋼として開発した2次硬化鋼をこれまでの常識では考えられないような低温で温間加工したことが今回のシーズ発見につながった。最後に、“使われる材料および部材の実現”には、材料製造者、部品製造者ならびに鋼構造設計者が一体となった取り組みが必要不可欠であることを強調したい。

謝辞

本稿の内容は共同研究者の井上忠信博士、殷福星博士、津崎兼彰博士(物質・材料研究機構)との常日頃の討論を反映させたものであり、執筆にあたっては有益な助言と激励を頂いた。また、高橋稔彦博士には超高力ボルト創製研究を通じて高強度鋼に関する多くの有益な助言を頂いた。そして、(独)物質・材料研究機構の材料創製支援ステーションの黒田秀治氏、谷内泰志氏、檜原高明氏、中里浩二氏、岩崎智氏にはここで紹介した加工熱処理技術の開発に多大な協力を頂いた。ここに心より謝意を表する。

参考文献

1) 2008年度日本建築学会大会(中国)・構造部門(鋼構造)
パネルディスカッション資料, 高力ボルト接合における高

強度化技術の最前線, 日本建築学会, (2008)

- 2) 牧正志：ふえらむ, 13 (2008), 544.
- 3) T.V.Philip and T.J.McCaffrey : Metals Handbook, ASM international, Ohio, 1 (1990), 430.
- 4) Y.Tomita : Int.Mater.Rev., 45 (2000), 27.
- 5) T.Fujita and Y.Yamada : NACE-5 (1977), 736.
- 6) Y.Furuya and S.Matsuoka : Metal.Mater.Trans., 33A (2002), 3421.
- 7) K.T.Venkateswara Rao, W.Yu and R.O.Ritchie : Metall.Trans.A, 20A (1989), 485.
- 8) 松田昭一, 川島善樹果, 関口昭一, 岡本正幸：鉄と鋼, 68 (1982), 435.
- 9) B.Mintz and W.B.Morrison : Mat.Sci.Tech., 23 (2007), 1346.
- 10) Y.Kimura, T.Inoue, F.Yin, O.Sitdikov and K.Tsuzaki : Scripta Mater., 57 (2007), 465.
- 11) Y.Kimura, T.Inoue, F.Yin and K.Tsuzaki : Science, 320 (2008), 1057.
- 12) 高木節雄：Sanyo Technical Report, 3 (1996), 2.
- 13) J.W.Morris Jr, C.S.Lee and Z.Guo : ISIJ Int., 43 (2003), 410.
- 14) J.W.Morris Jr : Science, 320 (2008), 1022.
- 15) 足立吉隆, 友田陽：ふえらむ, 12 (2007), 753.
- 16) 大森章夫, 鳥塚史郎, 長井寿：鉄と鋼, 89 (2003), 765.
- 17) 井上忠信, 落合朋之, 殷福星, 長井寿：鉄と鋼, 93 (2007), 693.
- 18) 梅本実：ふえらむ, 12 (2007), 781.
- 19) 木村勇次, 高木節雄：塑性と加工, 41 (2000), 13.
- 20) Y.Sakai, M.Ohtaguchi, Y.Kimura and K.Tsuzaki : Proc.Ultrafine Grained Materials, ed.by R.S.Mishra, S.L.Semiatin, C.Suryanarayana, N.N.Thadhani and T.C.Lowe, TMS, Warrendale, PA, (2000), 361.
- 21) S.Takaki, K.Kawasaki and Y.Kimura : J.Mater. Processing Tech., 117 (2001), 359.
- 22) N.Tsuji, Y.Ito, Y.Koizumi, Y.Minamino and Y.Saito : Proc.Ultrafine Grained Materials II, ed.by Y.T.Zhu, T.G.Langdon, R.S.Mishra, S.L.Semiatin, M.J.Saran and T.C.Lowe, TMS, Warrendale, PA, (2002), 389.
- 23) 辻伸泰：鉄と鋼, 88 (2002), 359.
- 24) A.Ohmori, S.Torizuka and K.Nagai : ISIJ Int., 44 (2004), 1063.
- 25) Y.Tomota, A.Narui and N.Tsuchida : ISIJ Int., 48 (2008), 1107.
- 26) N.Tsuji, N.Kamikawa, R.Ueji, N.Takata, H.Koyama and D.Terada : ISIJ Int., 48 (2008), 1114.

- 27) N.Tsuji, S.Okuno, Y.Koizumi and Y.Minamino : Mater.Trans., 45 (2004), 2272.
- 28) R.Song, D.Ponge and D.Raabe : Acta Mater., 53 (2005), 4881.
- 29) A.A.Karimpoor, K.T.Aust and U.Erb : Scripta Mater., 56 (2007), 201.
- 30) 牧正志, 田村今男 : 鉄と鋼, 67 (1981), 852.
- 31) S.Morito, H.Tanaka, R.Konishi, T.Furuhara and T.Maki : Acta Mater., 51 (2003), 1789.
- 32) 古原忠 : ふえらむ, 12 (2007), 748.
- 33) 早川正夫, 寺崎聡, 原徹, 津崎兼彰, 松岡三郎 : 日本金属学会誌, 66 (2002), 745.
- 34) L.F.Porter and D.S.Dabkowski : Proc.Ultrafine-Grain Metals, ed.by J.J.Burke and V.Weiss, Syracuse University Press, New York, (1969), 133.
- 35) 岡田康孝, 近藤邦夫 : 鉄鋼の結晶粒超微細化部会報告書, 日本鉄鋼協会, (1991), 53.
- 36) A.J.McEvily Jr and R.H.Bush : Trans.ASM, 55 (1962), 654.
- 37) C.M.Yen and C.A.Stickels : Metall.Trans., 1 (1970), 3037.
- 38) T.Furuhara, K.Kikumoto, H.Saito, T.Sekine, T.Ogawa, S.Morito and T.Maki : ISIJ Int., 48 (2008), 1038.
- 39) 西島敏, 石井明, 金澤健二, 松岡三郎, 増田千利 : 金材技研疲労データシート資料5, (1989)
- 40) W.M.Garrison Jr : Metall.Trans.A, 17A (1986), 669.
- 41) J.L.Maloney and W.M.Garrison Jr : Acta Mater., 53 (2005), 533.
- 42) L.E.Iorio and W.M.Garrison Jr : Metall.Mater.Trans. A, 37A (2006), 1165.
- 43) G.W.Tuffnell and R.L.Cairns : Trans.ASM, 61 (1968), 798.
- 44) G.J.Spaeder : Metall.Trans., 1 (1970), 2011.
- 45) K.Rohrbach and M.Schmidt : Metals Handbook, ASM international, Ohio, 1 (1990), 793.
- 46) D.L.Bourell : Metall.Trans.A, 14A (1983), 2487.
- 47) P.Shanmugam and S.D.Pathak : Eng.Fracture Mechanics, 53 (1996), 991.
- 48) J.D.Embury, N.J.Petch, A.E.Wraith and E.S.Wright : Trans.Metall.Soc.AIME, 239 (1967), 114.
- 49) D.W.Kum, T.Oyama, J.Wadsworth and O.D.Sherby : J.Mech.Phys., 31 (1983), 173.
- 50) S.Lee, J.Wadsworth and O.D.Sherby : Trans.ASME, 114 (1992), 278.
- 51) W.Zhou and N.L.Loh : Scripta Mater., 34 (1996), 633.
- 52) 前原泰裕, 中里福和, 大森靖也, 寺崎富久長 : 鉄と鋼, 70 (1984), 717.
- 53) 田村今男 : 日本金属学会会報, 2 (1963), 426.
- 54) 岩瀬慶三, 佐野忠雄, 松岡甚五左衛門, 京谷益次 : 日本金属学会誌, 17 (1953), 230.
- 55) M.Tokizane, K.Ameyama and K.Takao : Scripta Met., 22 (1988), 697.
- 56) 鮎山恵, 時実正治 : 鉄鋼の結晶粒超微細化部会報告書, 日本鉄鋼協会, (1991), 64.
- 57) T.Hayashi, M.Saito, K.Tsuzaki and K.Nagai : Proc.4th Int.Conf.Recrystallization and Related Phenomena, ed.by T.Sakai and H.G.Suzuki, The Japan Institute of Metals, (1999), 333.
- 58) G.Krauss, Steels : Heat treatment and processing principle, ASM international, Ohio, (1990) 269.
- 59) 勝亦正昭, 柚島登明, 金築裕, 森博太郎 : 鉄鋼の結晶粒超微細化部会報告書, 日本鉄鋼協会, (1991), 4.
- 60) Y.Tomota, T.Suzuki, A.Kanie, Y.Shiota, M.Uno, A.Moriai, N.Minakawa and Y.Morii : Acta Mater., 53 (2005), 463.
- 61) A.Belyakov, Y.Kimura, Y.Adachi and K.Tsuzaki : Mater.Trans., 45 (2004), 2812.
- 62) 隠岐保博, 茨木信彦, 落合憲二, 南田高明, 槇井浩一 : 神戸製鋼技報, 50 (2000), 37.
- 63) 樽井敏三, 丸山直紀, 高橋淳, 西田世紀, 田代均 : 新日鉄技報, (2004) 381, 51.
- 64) T.Inoue, F.Yin and Y.Kimura : Mat.Sci.Eng.A, 466 (2007), 114.
- 65) 木村勇次, 秋山英二, 津崎兼彰 : 鋼構造論文集, 14 (2007), 121.
- 66) 山口隆司, 増田浩志, 木村勇次 : 鋼構造論文集, 15 (2008), 99.
- 67) 木村勇次 : 2008 年度日本建築学会大会 (中国)・構造部門 (鋼構造) パネルディスカッション資料, 高力ボルト接合における高強度化技術の最前線, 日本建築学会, (2008), 32.
- 68) Y.Kimura, S.Takagi and K.Tsuzaki : Proc.The 1st Inter.Conf.Advanced Structural Steels (ICASS 2002), Tsukuba, (2002), 65.

(2008 年 12 月 1 日受付)