

特集記事・7

構造用金属材料の新たな挑戦
ヘテロ構造制御に基づく新指導原理構築

超微細繊維状結晶粒組織を有する フェールセーフ鋼の強靱化

Strengthening and Toughening of Fail-Safe Steels with Ultrafine Elongated Grain Structure

(独) 物質・材料研究機構
主幹研究員 木村勇次
Yuuji Kimura

(独) 物質・材料研究機構
主幹研究員 井上忠信
Tadanobu Inoue

1 はじめに

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）は安価に製造でき、強度×靱性バランスに優れることから最も多く使われている構造用金属材料である。ところが降伏強さが1500MPa以上の低合金鋼では衝撃靱性¹⁾、耐遅れ破壊特性²⁾などの破壊特性が低いことからその適用範囲が限定されてきた。しかも、合金元素の添加を抑えて1500MPa以上の降伏強さを実現するには炭素の添加が必要であるが、炭素量の増加によって、鋼材の軟質化や部材への冷間成形は困難になる。つまり、超高強度低合金鋼では、部材への成形も大きな技術課題である。

焼戻マルテンサイト組織は、図1に示すように、旧オーステナイト粒→パケット→ブロック→ラスからなる階層的な組織構造の基地組織中に炭化物粒子が分散した微細複相組織であり、例えば、SCM440鋼ではマルテンサイトの有効結晶粒径と考えられるブロックの幅は $0.5\mu\text{m}$ と微細である³⁾。著者らは、これまでに中炭素低合金鋼の焼戻マルテンサイト組織の微細階層組織の不均一性（微細ヘテロ構造）に着目

し、焼戻マルテンサイト組織に多パスの溝ロール圧延による温間加工（温間テンプレフォーミング（Tempforming, TF））を施すと、1) $\langle 110 \rangle$ // 圧延方向（RD）繊維集合組織を有する超微細繊維状結晶粒組織が得られること、2) シャルピー衝撃試験では衝撃方向とほぼ直角にき裂が進展する層状破壊（Delamination）が発生し、1400MPaを超える降伏強さでもシャルピー衝撃特性が著しく向上することを見出した⁴⁻⁶⁾。また、超微細繊維状結晶粒材を素材とした1800MPa級超高強度ボルトの試作にも成功した⁷⁾。しかしながら、本研究シーズの実用化を見据えた場合、超微細繊維状結晶粒組織の形成過程や力学特性発現のメカニズムについては、未だ不明な点が多い。

JST（(独) 科学技術振興機構）産学共創基礎基盤研究プログラム「ヘテロ構造制御」では、温間TFで作製される超微細繊維状結晶粒鋼材のヘテロ構造と引張変形特性、衝撃靱性、ならびに水素脆化特性との関係を解明し、ヘテロ構造の最適化を図る。その結果、降伏強さが1500MPa以上の超高強度で安全性を高めた低合金鋼およびその部材創製の基礎基盤技術を構築することを目標としている。本報では、研究課題「フェールセーフ機能を付与した強くて壊れにくい超微細繊維状結晶粒鋼の力学特性解明」への取り組みについて、最近の研究成果⁸⁻¹⁰⁾を交えながら紹介する。

2 フェールセーフ設計思想に基づいた 壊れにくい鋼の組織設計指針

鋼構造物の設計の基盤を破損の観点から見てみると、セーフライフ設計（Safe Life Design）とフェールセーフ設計（Fail Safe Design）との2つに大別できる¹¹⁾。セーフライフ設計は「破損を許容しない」の意味であり、設備もしくは部材は永久に破損しない考え方に基づいている。しかしながら、セーフ

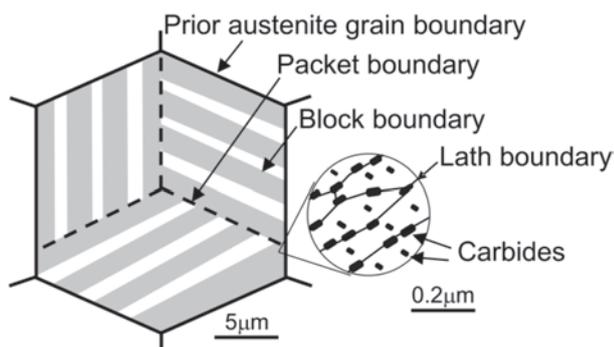


図1 焼戻マルテンサイト組織のヘテロ構造を示す模式図

ライフ設計の考えに基づく限り、コストダウンには限界がある。設備の寿命は有限であるのにそれが廃棄される時期がきてもなお、そこに使用されている部材は健全であるという矛盾も起きる。そこで、この矛盾点やコストダウンの限界を打破するために、フェールセーフ設計の考え方が採用されるようになった。元来、フェールセーフ設計は、安全性を確保するために複数の設備や方法を予め具備しておくという考え方であった。つまり、致命的な事故が起きる前に、損傷箇所を速やかに発見し、補強あるいは交換などの対策がとれるように設計されたものを指す。例えば、航空機のエンジンが2基以上搭載されていることや自動車のスペアタイヤの装備などはフェールセーフの考えに基づく。

構造材料の破壊特性の向上には、1) 材料固有の破壊に対する抵抗を高めることと、2) 主き裂先端での応力集中を緩和することの2つの方策¹²⁾があり、それぞれ、セーフライフ設計とフェールセーフ設計の考えに対応すると見なすことができる。

鉄鋼材料のセーフライフ設計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、③Niなどの合金元素の添加、④結晶粒微細化などがある。図2は種々の鋼材、Ti合金の室温降伏強さとVノッチシャルピー衝撃吸収エネルギーとの関係を示す⁹⁾。なお、0.4%C-2%Si-1%Cr-1%Mo鋼(質量%)の超微細組織維状結晶粒組織を有する温間TF材、および焼入・焼戻材(QT)のデータも示す。高純度マルエージング鋼¹³⁾では、ナ

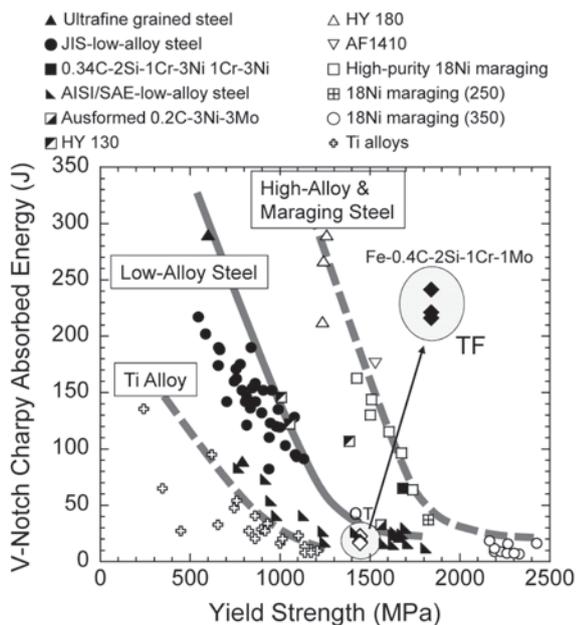


図2 室温降伏強さとVノッチシャルピー衝撃吸収エネルギーの関係
0.4%C-2%Si-1%Cr-1%Mo鋼の焼入・焼戻(QT)材と超微細組織維状結晶粒組織を有する温間テンポフォーム(TF)材のデータも示す

ノサイズの第2相粒子による分散強化と上記①~④の方策によって1500MPa以上の降伏強さで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。一方、低合金鋼の高強度化には炭素量の増加も必要になる。このことは、セーフライフ設計のみで降伏強さが1500MPa以上の超高強度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。

一方、フェールセーフ設計に対する方策としては、層状破壊がパイプライン用鋼¹⁴⁾やAl-Li合金¹⁵⁾の低温靱性の向上に活用されている。複合材料では、材料内部で生じる微視的なクラックや界面剥離の利用が靱性向上に有効であることが確かめられている¹⁶⁾。例えば、図3は、切欠き試験片にX方向の引張荷重を負荷した場合の等軸粒組織および伸長粒組織における脆性き裂の伝播経路を模式的に示す。いま、粒界破壊を考えると、粒界破壊に必要な応力(粒界破壊応力、 σ_i)は有効結晶粒径(d_{eff})の平方根の逆数に比例する($\sigma_i \propto d_{eff}^{-1/2}$)¹⁷⁾。等軸粒材では、切欠き先端で生ずる3軸応力($\sigma_{iy} \ll \sigma_{ix}$)とその等方的な力学的性質($\sigma_{iy} = \sigma_{ix}$)からき裂が主き裂方向(Y方向)に進展しやすいため、き裂が発生すると材料は直ちに破断する。一方、伸長粒材において、結晶粒の形状($\sigma_{iy} \ll \sigma_{ix}$)と切欠き先端で生ずる3軸応力の σ_{iy} により、引張方向と平行(主き裂方向とは直角)にき裂が優先的に発生・伝播するように組織設計すると、さらに大きな荷重が付加されて主き裂方向のき裂が進展するまでは材料は破断しない。このような層状破壊の発生は、き裂先端の鈍化による3軸応力度の緩和により、主き裂伝播の遮断にもつな

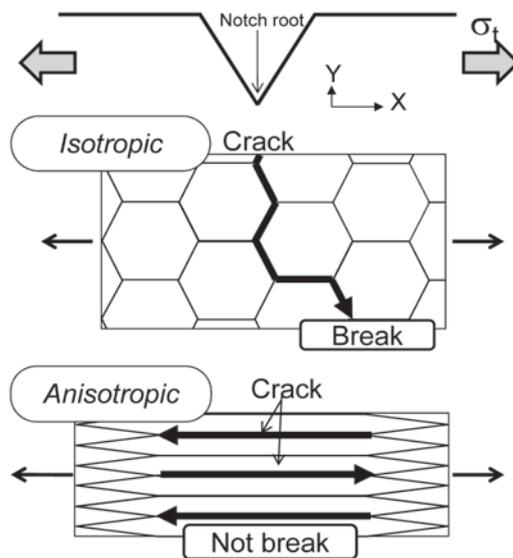


図3 切欠き試験片のX方向に引張応力(σ_x)を負荷した場合の等軸粒材および伸長粒材における脆性き裂の伝播の模式図

がる。すなわち、脆性き裂が発生しても材料は直ちには破断しないというフェールセーフ機能を伸長粒材は有している。

構造用金属材料の多くは等方的な金属組織からなり、とくに超高強度材は脆性き裂が発生すると直ちに破断する。そのため、超高強度鋼ではセーフライフ設計の観点から脆性破壊の発生を抑制することに大きな関心が払われてきた。これに対し、著者らは、焼戻マルテンサイト組織の塑性加工によって、結晶粒の超微細化だけでなく、その形状や方位も制御した超微細繊維状結晶粒組織について層状破壊の発生を制御することで、超強度低合金鋼の力学特性を向上することに重点を置いている¹⁸⁾。つまり、超高強度低合金鋼の力学特性の向上に脆性破壊をむしろ有効に活用した材料組織設計指針を確立しようというのが本研究のねらいである。

3 温間テンプレフォーミングした材料の微細ヘテロ構造と力学特性

3.1 温間テンプレフォーミング

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¹⁹⁾。その通称としてはストレインテンパリング (Strain-tempering)、テンプレフォーミングなどがある。著者らは、焼戻マルテンサイト組織の温間加工を通じて超微細繊維状結晶粒組織を作り込むと同時に素材をボルトなどの部品・部材に成形すること

を念頭に置いて、この加工熱処理を“温間テンプレフォーミング (温間TF)”と呼んでいる⁴⁻⁶⁾。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が、温間TFでは軟質化処理を省略できる利点がある。

3.2 超微細繊維状結晶粒組織の形成過程

図4は、0.4%C-2%Si-1%Cr-1%Mo鋼について、温間TFにともなう組織変化の一例を示す¹⁰⁾。まず、熱間圧延材から切り出した4×4×12cmの角材に1200℃で1hの溶体化処理を施し、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。ついで、焼入材を500℃で1h焼戻した後、溝ロール圧延機を用いて、500℃で減面率0~78%までの温間TFを施し、室温まで空冷した。温間TF前の材料 (QT材、減面率0%) は、ナノサイズの炭化物粒子が分散した焼戻マルテンサイト組織を有する (図4 (a)、(d))。旧オーステナイト粒の平均粒径は50μmである。ここで方位差が10°以上の大角粒界は、主にブロック境界に対応し、その平均切片長さは0.5μmと微細である。炭化物の長軸の平均粒子径は、粒界に析出した炭化物 (粒界炭化物) では36nm、粒内炭化物では20nmであり、炭化物粒子はバイモーダルな粒子径分布を有している。温間TF処理を施すと、減面率30~50%の中期段階ではミクロンスケールでの不均一変形が顕著となり、ブロック、パケット、旧オーステナイト粒はRDに伸展されてゆくが、減面率50%

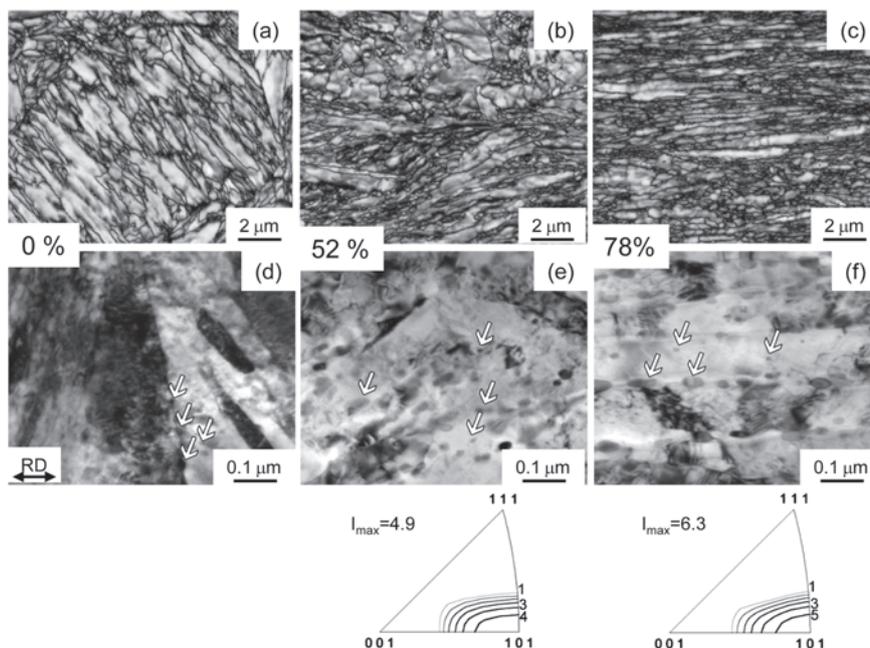


図4 0.4%C-2%Si-1%Cr-1%Mo鋼の500℃温間TFにともなう組織変化の一例；FESEM/EBSD分析で得られたImage quality (IQ) マップ ((a)–(c))、TEM像 ((d)–(f)) Image quality マップ中には結晶方位差10°以上の粒界を示す。減面率52%、78%温間TF材の圧延方向 (RD) に関する逆極点図は、〈110〉//RD繊維集合組織の形成を示す。TEM像中の矢印はナノサイズの炭化物粒子を示す

から78%にかけての後期段階では〈110〉//RD集合組織が発達するとともに超微細繊維状結晶粒組織が形成されてゆくことが確認された(図4 (b), (c))。超微細繊維状結晶粒組織の形成には、パケットやブロックが単にRDに伸展されるだけでなく、Grain Subdivision機構²⁰⁾の寄与も大きいこともわかってきた。超微細繊維状結晶粒組織(減面率78%)の短軸方向および長軸方向の平均切片長さは、それぞれ、0.3 μ m、0.8 μ mであった。KAM (kernel average misorientation) 値およびX線回折法による転位下部組織の評価では、1) 減面率30%までの温間TFの初期段階では、焼戻マルテンサイト組織における転位の消滅・再配列が顕著に起こる一方でGeometrically necessary dislocations (GNDs)²¹⁾密度は増加する、2) 中期、後期段階では超微細繊維状結晶粒組織の形成にともなってStatistically stored dislocations (SSDs) + GNDs密度は減少して行くことも示唆された。一方、温間TF処理を通じて炭化物粒子は成長、球状化する傾向を示し、超微細繊維状結晶粒組織では多くの粒界炭化物の長軸がRDに配向している(図4 (f))。減面率78%材の炭化物の長軸の平均粒子径は粒界炭化物では46nm、粒内炭化物では24nmであり、QT材のバイモーダルな炭化物粒子径分布は超微細繊維状結晶粒組織にも引き継がれている。このようなナノサイズの炭化物粒子は、GNDsの蓄積を促進するとともに基地結晶粒の粒成長を抑制し、超微細繊維状結晶粒組織の形成に重要な役割を果たしているものと考えられる。

3.3 引張強度特性

図5は、温間TF材のRDに対して引張方向が0、45、90°になるように切出した微小試験片を用いて引張強度特性の異方性を調査した結果を示す^{9,10)}。QT材の降伏強さは等方的で

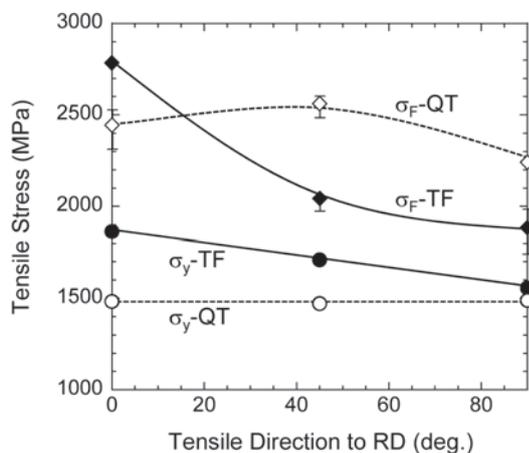


図5 0.4%C-2%Si-1%Cr-1%Mo鋼のQT材(減面率0%)と温間TF(減面率78%)の降伏強さ(σ_y)、真破断応力(σ_F)とRDに対する引張方向との関係

1450MPaである。QT材に減面率78%の温間TFを施すと降伏強さは長軸方向(引張方向0°)では1860MPaに達するのに対し、短軸方向(引張方向90°)では1600MPa弱程度までにしか上昇しない。温間TFにともなう結晶粒径、形状、集合組織、転位密度、ならびに炭化物粒子の分散状態の変化との対応から、超微細繊維状結晶粒組織の降伏強さは、短軸方向の引張変形では転位やナノサイズの炭化物粒子を含む結晶粒の下部組織の影響を受けるのに対し、長軸方向では0.3 μ mの短軸粒径の影響(結晶粒微細化強化の影響)を強く受けることがわかってきた¹⁰⁾。また、減面率78%の温間TF材の真破断応力(=破断荷重/破断時の最小断面積)は、長軸方向ではQT材の破断強度よりも高いのに対し、45°、短軸方向では低くなる。温間TF材では45°、短軸方向の引張試験後の試料のマイクロ破面にはディンプルに加え、擬へき開破面が観察された。焼戻〈110〉//RD集合組織を有する超微細繊維状結晶粒組織は、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RDと0°(平行)および45°の角度をなす面に与える一方で、{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RDと垂直な面に与える^{4,5)}。すなわち、超微細繊維状結晶粒組織材の真破断応力は、〈110〉//RD集合組織の影響を強く受けるものと考えられる¹⁰⁾。

3.4 シャルピー衝撃特性

図6は、種々の減面率で温間TFした鋼材の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¹⁰⁾。シャルピー衝撃特性に及ぼす温間TFの影響は減面率が30%まではほとんどないが、50%以上で大きくなる。減面率52%と78%のTF材を比較すると、減面率78%のTF材では60°Cから-60°Cにかけて顕著な層状破壊が発現する(図7)。その結果、減面率

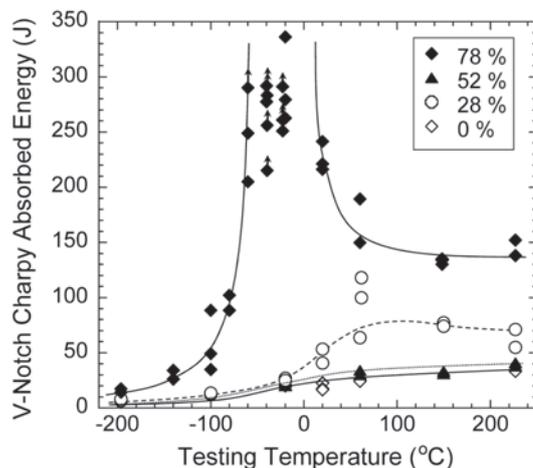


図6 0.4%C-2%Si-1%Cr-1%Mo鋼の温間TF(減面率0~78%)にともなうシャルピー衝撃特性の変化
図中の↑は500Jの秤量で試験片が破断しなかったものを示す

78%のTF材で耐衝撃靱性が著しく向上する（靱性の逆温度依存性）。層状破壊を起こした超微細繊維状結晶粒材（減面率78%）では、RDに垂直な破断面の形態は微細なディンプルであるのに対し、き裂がRDに平行に分岐した面では脆性的な擬へき開破壊の様相を呈していた。

前述のように脆性き裂は切欠き底で発生する引張応力（ σ_t ）がその材料の脆性破壊に必要な応力（脆性破壊応力、 σ_c ）を上回った時に発生する。 σ_t は降伏強さに比例し、とくに低温域で降伏強さが急激に上昇する鉄などの体心立方格子金属は明瞭な延性脆性遷移を示す。等軸粒では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ため延性脆性遷移温度が低下すると考えられている¹⁷⁾。一方、〈110〉//RD集合組織を有する超微細繊維状結晶粒組織では、まず{100}へき開面を多く含む脆性破壊が起こりやすい結晶面はRDと0°（平行）および45°の角度をなす面に分布することから、脆性き裂の進展経路としては、これらの2つが考えられる。ついで、伸長粒では、RDと45°の角度をなす面よりもRDに平行な面で有効結晶粒径（ d_{eff} ）が大きい。ここで、 $\sigma_c \propto d_{\text{eff}}^{-1/2}$ ¹⁷⁾とすると、シャルピー試験の衝撃方向（SD）に平行な脆性破壊応力（ $\sigma_{c//SD}$ ）よりもSD、RDと45°をなす方向の脆性破壊応力（ $\sigma_{c//45}$ ）の方が大きい。 $\sigma_{c//SD} < \sigma_{c//45}$ の関係は図5の真破断応力の大小関係からもおよそ裏付けられる。また、シャルピー試験片の切欠き底の応力状態に関して、図5の降伏強さの異方性、切欠き形状の影響を考慮すると $\sigma_{t//SD} < \sigma_{t//45}$ となる^{9,10)}。以上の σ_c 、 σ_t と温度の関係性をまとめた、いわゆるYofee Diagramを模式的に図8に示す^{6,9,10)}。なお、図中には衝撃吸収エネルギーと温度との関

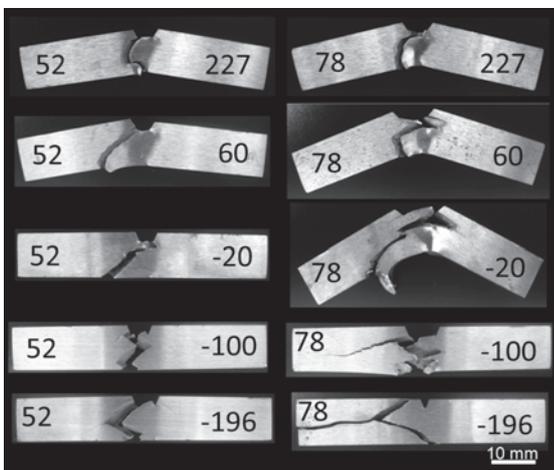


図7 0.4%C-2%Si-1%Cr-1%Mo鋼の減面率52%、78%温間TF材のVノッチシャルピー衝撃試験後の試験片の外観写真
試験片の右側の数字は試験温度（°C）を示す

係も示す。温度 T_1 より低温では、 $\sigma_{c//SD} < \sigma_{t//SD}$ となり、RDに沿った脆性き裂が発生、伝播することで層状破壊が発生する。試験温度が下がるほど σ_t は上昇し、層状破壊は顕著となる。このような層状破壊が起こると、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、これが衝撃吸収エネルギーの増加につながる。ところが温度 T_2 よりも低温では、 $\sigma_{c//45} < \sigma_{t//45}$ となり、RDと45°方向の脆性き裂の発生、伝播が活発になる。その結果、層状破壊が起こりにくくなり、衝撃吸収エネルギーは低下する。以上のように、炭素量を一定とした場合、超微細繊維状結晶粒鋼の層状破壊による靱性の逆温度依存性は短軸粒径、形状と集合組織によって制御できることもわかってきた。例えば、短軸粒径をより細かくして、45°方向のき裂進展を抑制できれば層状破壊をより低温域まで発生させることも可能と予想できる。

3.5 水素脆化特性

上記Mo添加鋼では、Mo炭化物に関連した水素トラップサイトの水素脆化特性への影響²²⁾が考えられたことか

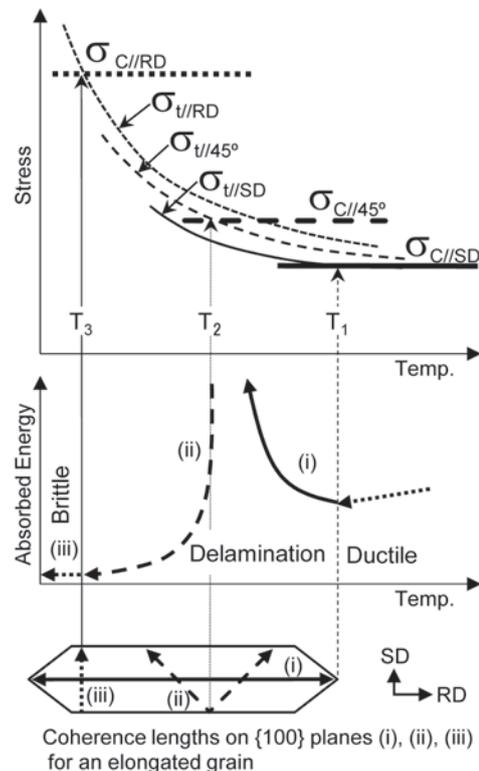


図8 〈110〉//RD繊維集合組織を有する超微細繊維状結晶粒組織の脆性破壊応力（ σ_c ）、引張応力（ σ_t ）と温度の関係を示す模式図（Yofee diagram）
衝撃吸収エネルギーと温度の関係も模式的に示す。図中のSDは衝撃方向（Striking Direction）を示す

ら、Moを含まない0.6%C-2%Si-1%Cr鋼の超微細繊維状結晶粒組織の水素脆化特性をまず評価した⁸⁾。図9は、低歪み速度引張試験 (Slow Strain Rate Test, SSRT) の結果を示す⁸⁾。0.6%C-2%Si-1%Cr鋼の温間TF材 (減面率76%)、焼入・焼戻材 (QT) の引張強さ (σ_B) は、それぞれ1540、1580MPaであり、短軸結晶粒径、結晶粒の形状、集合組織以外の組織因子の差はQT材と温間TF材ではほとんどなかった。鋼中の水素量は昇温脱離分析法で測定し、試料を100°C/minで加熱した場合に300°Cまでに放出される水素量を拡散性水素量 (H_D) として定義した。SCM435鋼の1300MPa級 (B13) および1500MPa級 (B15) 材と比べて、温間TF材は、1500MPaの引張強さでも3質量ppmまでのすべての H_D 範囲で高い切欠引張強さ (σ_{NB}) を示している。水素脆化したQT材では旧オーステナイト粒界を起点とした破壊が起こるのに対し、温間TF材では超微細繊維状結晶粒組織に依存した破壊が起こることが確認された。一方、大気腐食促進試験では、温間TF材の大気腐食環境下の最大水素侵入量 (H_E) は約0.1質量ppmでSCM材とほぼ同程度であることも確認された⁸⁾。 H_C/H_E 遅れ破壊評価法²³⁾に従えば、B13、B15鋼の H_C/H_E 比はそれぞれ、2.8、0.5であり、同鋼材を素材としたボルトの沖縄での大気暴露試験での累積破断率は17.2%、55.6%であった。なお、 H_C (限界水素量) は、応力集中係数4.9の環状切欠試験片について、負荷応力 $0.90 \sigma_B$ で定荷重試験した場合に100hで遅れ破壊しない最大の H_D として定義される。これに対して、温間TF材では、図9のSSRTの結果より H_C は、約0.6質量ppm ($\sigma_{NB} = 1390\text{MPa} (= 0.9 * \sigma_B)$ での H_D) と推定され、 H_C/H_E 比は6となる。この値は、沖縄での大気暴露試験におけるボルトの累積破断率がそれぞれ0であった1100MPa級

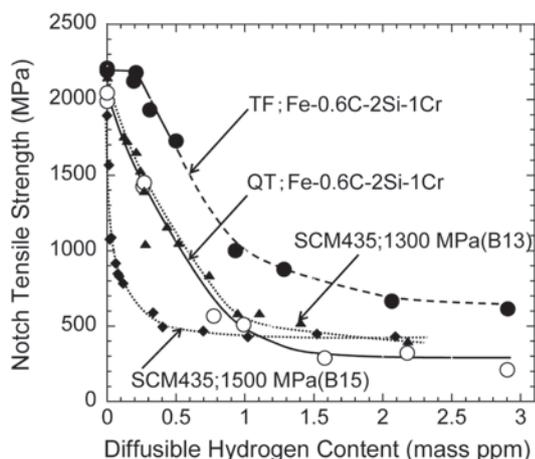


図9 0.6%C-2%Si-1%Cr鋼の1500MPa級温間TF材とQT材の切欠引張強さと拡散性水素量との関係
SCM435鋼の1300MPa級QT (B13) 材と1500MPa級QT (B15) 材のデータも示す。水素脆化特性はクロスヘッドスピード0.005mm/minの低歪み速度引張試験で評価した

ボロン鋼の $H_C/H_E (= 6.67)$ と近い値である²³⁾。したがって、このような超微細繊維状結晶粒組織は1500MPa級鋼材の遅れ破壊特性の向上にも有効な金属組織であると示唆される。

4 おわりに

ナノミクロのスケールでヘテロ構造制御された超微細繊維状結晶粒組織を有するフェールセーフ鋼は常識を超えた優れた力学特性を示すことの一例を紹介した。しかしながら、室温で1500MPa以上の降伏強さを有する焼戻マルテンサイト組織の500°C付近の温間TFは従来の常識からすると“厳しい加工”である。それゆえ実用化に向けては、1) 超微細繊維状結晶粒組織の力学特性発現のメカニズムを解明して、結晶粒径、形状、集合組織、炭化物粒子の大きさ・形態などの組織因子の最適化を図ること、2) これらの組織因子を有効に制御できるプロセスパラメータを明確にし、材料の量産化、スケールアップ可能な温間加工成形技術の基礎基盤を確立してゆくことが必要不可欠である。ここで得られる知見は鉄鋼材料に限らず、チタン、アルミニウムなどの非鉄合金にも適用可能であるため、金属学・材料工学にゲームチェンジングなブレークスルーをもたらすような新たな高強度構造用金属材料の設計原理の構築に貢献すると考える。

参考文献

- 1) Y.Tomita : Int. Mater. Rev., 45 (2000) , 27.
- 2) T.Fujita and Y.Yamada : NACE-5 (1977) , 736.
- 3) 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.
- 4) Y.Kimura, T.Inoue, F.Yin and K.Tsuzaki : Science, 320 (2008) , 1057.
- 5) 木村勇次 : ふえらむ, 14 (2009) , 154.
- 6) Y.Kimura, T.Inoue, F.Yin and K.Tsuzaki : ISIJ Int., 50 (2010) , 152.
- 7) 木村勇次, 井上忠信 : 1800メガパスカル級超高強度ボルトの開発に成功—超高強度で壊れにくい, <http://www.nims.go.jp/news/press/2009/10/p200910050.html>, NIMSプレスリリース 2009年10月5日.
- 8) Y.Nie, Y.Kimura, T.Inoue, F.Yin, E.Akiyama and K.Tsuzaki : Metall. Mater. Trans. A, 43 (2012) , 1670.
- 9) Y.Kimura, T.Inoue and K.Tsuzaki : J. Alloys. Compd., DOI:10.1016/j.jallcom.2011.12.123.
- 10) Y.Kimura and T.Inoue : Metall. Mater. Trans. A, DOI:10.1007/s11661-012-1391-2.
- 11) 西田新一 監修 : フラクトグラフィーと破面解析写真集,

- 総合技術センター, (1998)
- 12) J.D.Embury, N.J.Petch, A.E.Wraith and E.S.Wright : Trans. Metall. Soc. AIME, 239 (1967) , 114.
 - 13) G.J.Spaeder : Metall. Trans., 1 (1970) , 2011.
 - 14) B.Mintz and W.B.Morrison : Mat. Sci. Tech., 23 (2007) , 1346.
 - 15) M.E.Launey and R.O.Richie : Adv. Mater., 21 (2009) , 2103-110.
 - 16) 香川豊 : ふえらむ, 15 (2010) , 744.
 - 17) J.W.Morris Jr, C.S.Lee and Z.Guo : ISIJ Int., 43 (2003) , 410.
 - 18) 井上忠信, 木村勇次 : マテリアルステージ, 11 (2011) , 58.
 - 19) 田村今男 : 日本金属学会会報, 2 (1963) , 426.
 - 20) D.A.Hughes and N.Hansen : Acta. Mater., 45 (1997) , 3871.
 - 21) M.F.Ashby : Philos. Mag., 21 (1970) , 399.
 - 22) S.Li, E.Akiyama, Y.Kimura, K.Tsuzaki, N.Uno and B.Zhang : Sci. Technol. Adv. Mater., 11 (2010) , 025005.
 - 23) 高力ボルトの遅れ破壊特性評価ガイドブック (2010), JSSCテクニカルレポート, 91 (2010)

(2012年9月4日受付)