

温間テンプレフォームによる中炭素低合金鋼の強靱化

—オーステナイト化条件の影響—

研究代表者 (独) 物質・材料研究機構 木村勇次

1. 緒言

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。鋼の降伏強さを 1500 MPa 以上に高めると比強度が超々ジュラルミンの比強度以上となり、輸送機等の大幅な軽量化が期待できる。

構造用金属材料の中で、低合金鋼は安価に製造でき、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。ところが降伏強さが 1500 MPa 以上の低合金鋼では図 1 に示すように衝撃靱性が低い¹⁾。しかも、超高強度低合金鋼では、遅れ破壊や部材への成形も大きな課題であることからその使用範囲が制限されてきた。

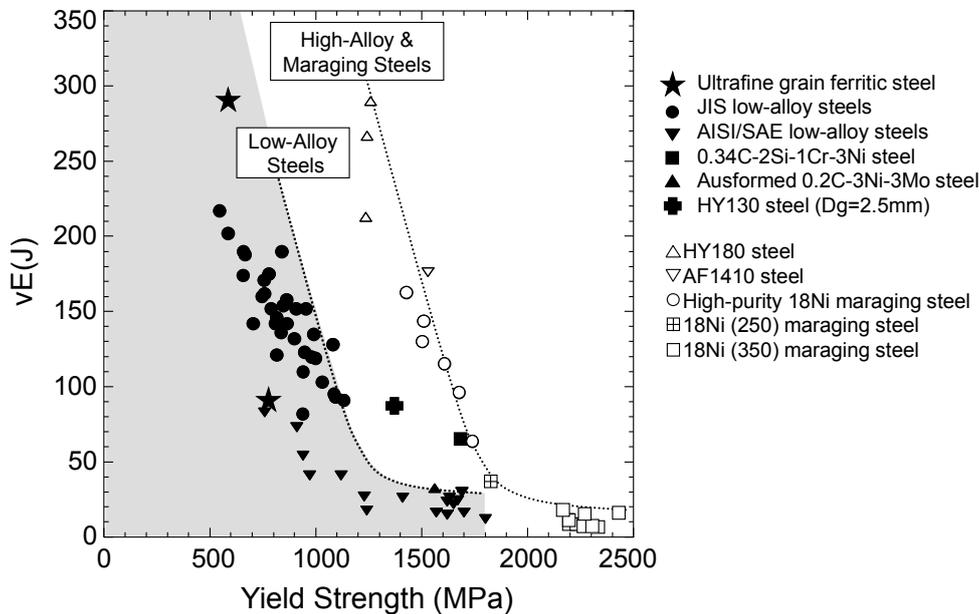


図 1 室温における降伏強さと V ノッチシャルピー衝撃吸収エネルギーの関係¹⁾

田村がまとめた鋼の加工熱処理法の分類²⁾によれば、焼戻マルテンサイト組織の加工はストレーンテンパリング、テンプレフォーミングなどと呼称される。1960 年代当時は、マルテ

ンサイト組織を 200 °C 付近までの低温域で焼戻しした後に加工を施し、さらに再焼戻しするというものであった。関口ら³⁾は、鍛造などの 2 次加工に適用可能な加工熱処理方法として炭素鋼の焼入れ材に短時間の焼戻しを施した後にその温度で塑性加工を与えるという手法を提案し、これを焼戻温間鍛造法 (warm temper-forging) と名付けた。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⁴⁾。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 1 μm 程度まで超微細化することに成功した。近年では、マルテンサイトの微細階層組織の不均一性 (微細ヘテロ構造) に着目し、焼入れたままのマルテンサイト組織⁵⁾や焼戻マルテンサイト組織⁶⁾を加工熱処理の初期組織とした結晶粒超微細化法が注目されている。加工後の焼鈍処理と組み合わせることにより等軸状の超微細粒組織が形成されることが報告されている^{5)・6)}。

一方、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 (Ultrafine Elongated Grain, UFEG) 組織を作り込むと同時にボルトなどの複雑形状部品に成形してゆくことを念頭に置いて、この処理を温間テンプレフォーミング (warm tempforming) と呼んでいる^{7)・10)}。マルテンサイト鋼の強靱化手法の一つであるオースフォームでは、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が必要となる、2) 複雑形状部品への適用が難しいなどの問題点がある。これに対して、温間テンプレ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広範囲の低合金鋼にも適用可能である。とくに中炭素低合金鋼の温間テンプレフォームでは、基地中にナノメータスケールで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形状と集合組織も制御できる点に組織制御上の利点がある。また、高力ボルトなどの高強度部品の既存製造プロセスでは、成形前に素材を球状化焼鈍する必要があるのに対し、温間テンプレフォーミングでは軟質化処理を省略できる点にも利点がある。

焼戻マルテンサイト組織の温間テンプレフォームで作製した UFEG 組織鋼は、ピアノ線と同様な<110>//圧延方向 (RD) 繊維集合組織を有し、既存の超高強度低合金鋼が延性脆性遷移を示すサブゼロ温度域でシャルピー吸収エネルギー (vE) が著しく上昇するという靱性の逆温度依存性を示す^{7)・10)}。靱性の逆温度依存性の発現は、衝撃方向とは直角に割れが進展する層状破壊の発生による。層状破壊の発生は、UFEG 組織の短軸粒径、結晶粒形状、<110>//RD 繊維集合組織、ならびに炭化物の分散状態で制御できることをこれまでの研究で明らかにしている^{7)・10)}。これらの組織因子に影響を与えるプロセスパラメータとしては、オーステナイト化条件、温間加工条件 (減面率、加工温度) が挙げられる。

本研究では、0.4%C-2%Si-1%Cr-1%Mo 鋼に 500 °C で温間溝ロール圧延機を用いた温間テンプレフォーム処理を施し、温間テンプレフォーミングで形成する UFEG 組織および UFEG 鋼の機械的特性に及ぼすオーステナイト化処理条件の影響を調査した。

降伏強さが 1500 MPa 以上の超高強度低合金鋼では、その等方的な金属組織に起因してき裂が発生すると材料が脆性的に破断する。このため、き裂の発生を如何に抑制するかに大きな関心が払われてきた。すなわち、従来の超高強度鋼の材料設計はき裂の発生を許容しない設計 (*Safe Life Design*) に基づいていた。これに対し、本研究では結晶粒の超微細化だけでなく、結晶の形状や方位も制御して層状破壊につながる脆性破壊の進展をむしろ活用し、超高強度低合金鋼の靱性の飛躍的な向上を図る。すなわち複合材料などで活用されてきた、突然破断しない設計思想 (*Fail Safe Design*) を超高強度鋼の靱性向上に取り入れた点に特色がある。(図 2)

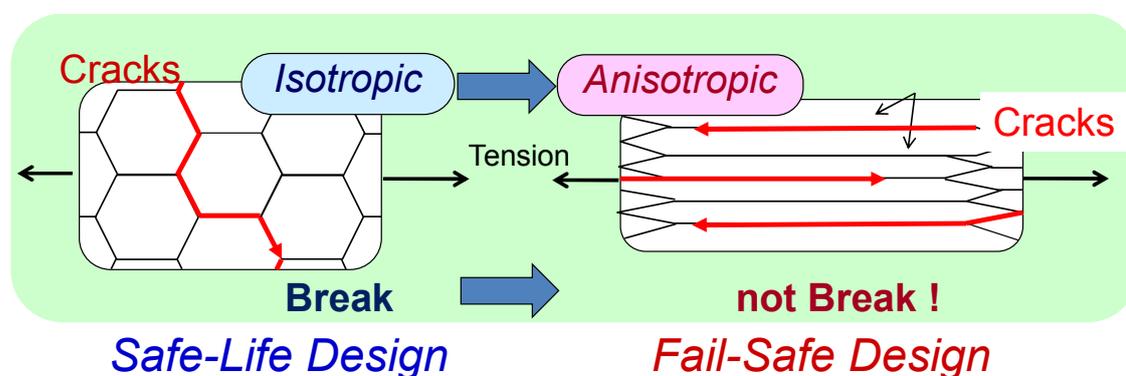


図 2 金属組織の異方性を活用した靱性向上の概念図

2. 実験方法

供試材として 0.4%C-2%Si-1%Cr-1%Mo 鋼を 100 kg 真空溶解、鑄造で溶製した。なお、P、S、O などの不純物元素は極力低減した。

まず、熱間圧延材から切り出した 4 cm×4 cm×12 cm の角材について、次の①、②のオーステナイト化処理を施した。①角材に 1200 °C で 1 h のオーステナイト化処理を施し、溝ロール圧延機を用いて断面積が 9 cm² の角棒材まで熱間圧延した後に水焼入れした (Thermomechanical treatment、THT 1)。また、②角材を 1200 °C まで加熱して溝ロール圧延機で断面積が 9 cm² の角棒材まで熱間圧延した後に、引き続き 1200 °C で 1 h のオーステナイト化処理した後に水焼入れした (THT 2)。

ついで、THT 1 および 2 で得られた焼入れ材はそれぞれ 500 °C で 1 h の焼戻し後、溝ロール圧延機を用いて累積減面率で 80% までの温間テンプレフォーミング処理を施した (TF 材)。比較材として、焼入れ材を 500 °C で 1 h の焼戻し後、空冷した材料 (QT 材) も作製した。得られた材料の組織は、FE-SEM/EBSP、TEM、X 線回折法により観察した。引張試験は、平行部の直径が 6 mm の JIS14A 号試験片を用いて行った。シャルピー衝撃特性は、フルサイズの 2 mm V ノッチ試験片を用いて 500 J の秤量で行った。

なお、試料座標系は、**図 3** に示すように、角棒材の長手方向に平行な圧延方向（RD）を基準として、角棒材の最終圧下方向を ND、ND と RD に直行する方向を TD として定義した。シャルピー試験片の衝撃方向（SD）は ND と TD に対して約 45° の角度をなす。

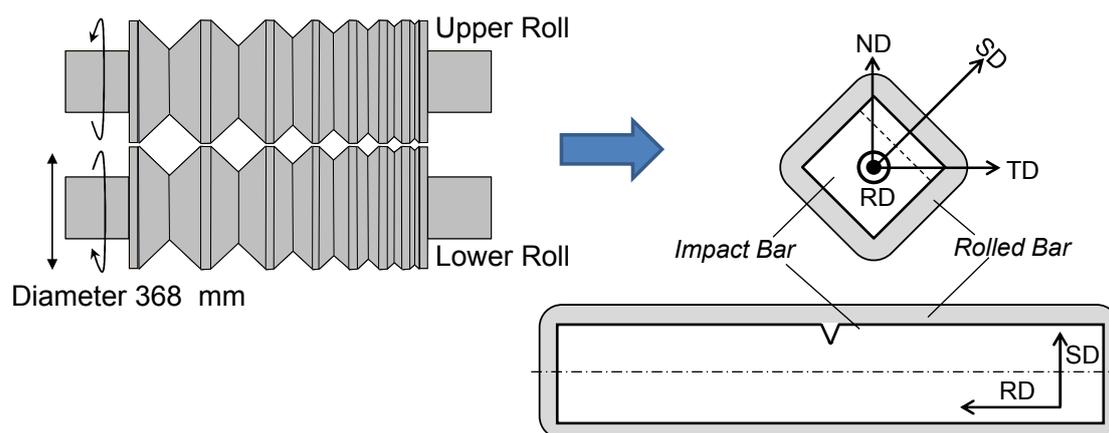


図 3 溝ロール圧延機と試料座標系の関係

3. 結果および考察

3.1 温間テンプレフォームによる組織変化

図 4 は、THT 1 の条件でオーステナイト化処理した鋼材に 500 °C で種々の減面率で温間テンプレフォーム処理を施して得られた材料の組織の一例を示す。温間テンプレフォーム前の材料（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), (b)**）。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主に対応し、焼戻マルテンサイト組織のブロック組織の平均切片長は、THT1 および 2 のいずれでも 0.5~0.6 μm と微細であった。温間テンプレフォーム処理を施すと、減面率が 30% 以上で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圧延方向に伸展されてゆく。そして、減面率が 50% から 80% 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 UFEG 組織が形成されてゆく（**図 4 (e), (g)**）。一方、温間テンプレフォーム処理を通じて炭化物粒子は成長、球状化する傾向を示し（**図 4 (e) ~ (f)**）、UFEG 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 (h)**）。このようなナノサイズの炭化物粒子は、転位の蓄積を促進するとともに基底結晶粒の粒成長を抑制し、UFEG 組織の形成に重要な役割を果たしていると考えられる。同様な組織変化は THT 2 でオーステナイト化した鋼材の温間テンプレフォーム処理でも認められた。減面率が 80% では THT1、2 のいずれでも短軸、および長軸の平均切片長さはそれぞれ 0.3 μm、0.7 μm であることが確認された。

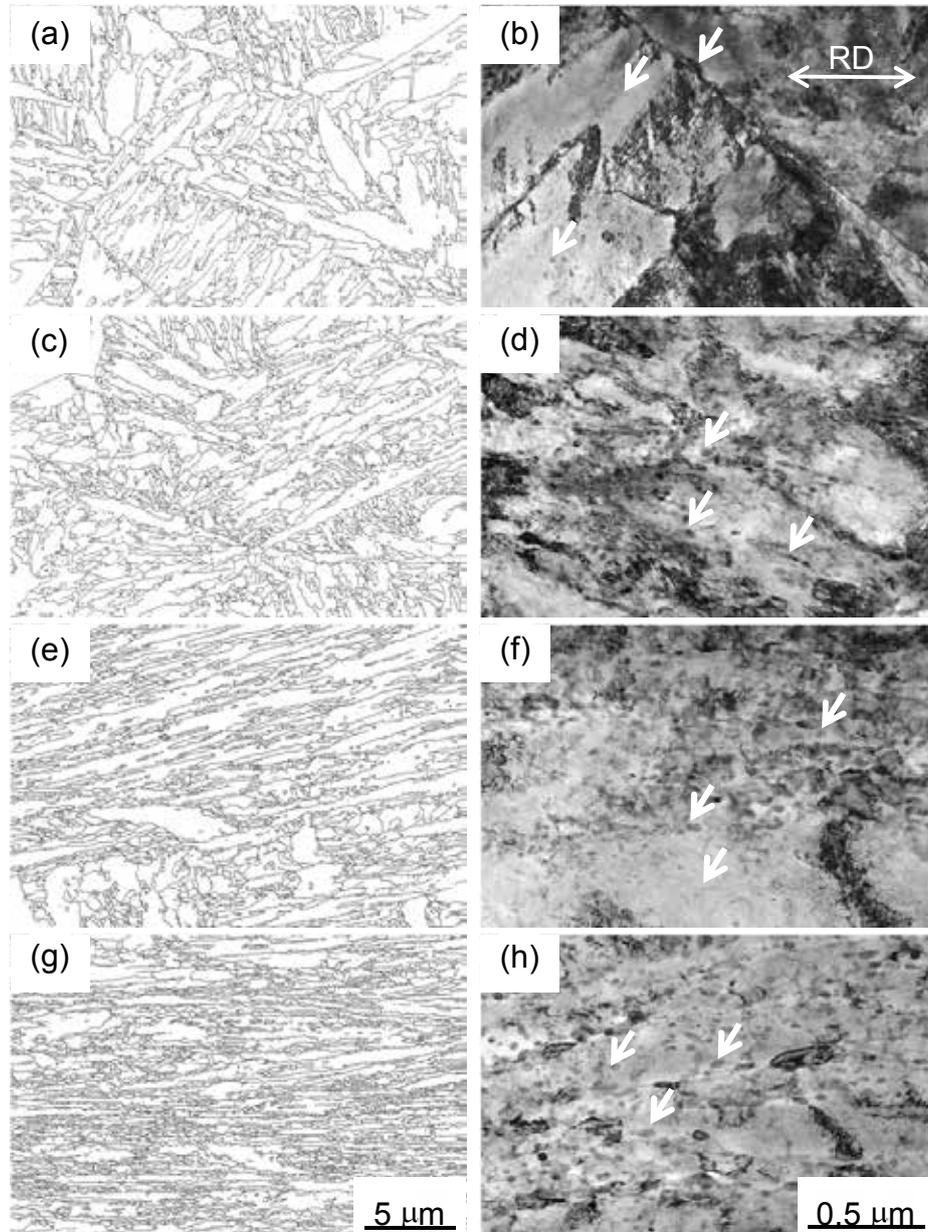


図4 結晶方位差 10° 以上の粒界マップ（左）と炭化物の分散状態を示す明視野像（右）：
 減面率 0% ((a), (b)), 30% ((c), (d)), 50% ((e), (f)), 80% ((g), (h))
 図中の矢印は炭化物を示す。

3.2 温間テンプフォーミング材の引張変形特性

図5は、THT 1 および 2 で得られた焼入れ材の温間テンプフォームに伴う引張変形特性の変化を減面率の関数として示す。温間テンプフォームによって、降伏強さが上昇するとともに全伸びが向上する。オーステナイト化条件の影響を比較すると、温間テンプフォームを施していない材料 (QT 材) では、オーステナイト粒が粗大になる THT 2 で全伸びが

著しく低い。これに対し、減面率 80%の温間テンプレフォームを施すと THT 2 の材料でも THT 1 材とほぼ同レベルまで延性が向上する点は注目すべきである。

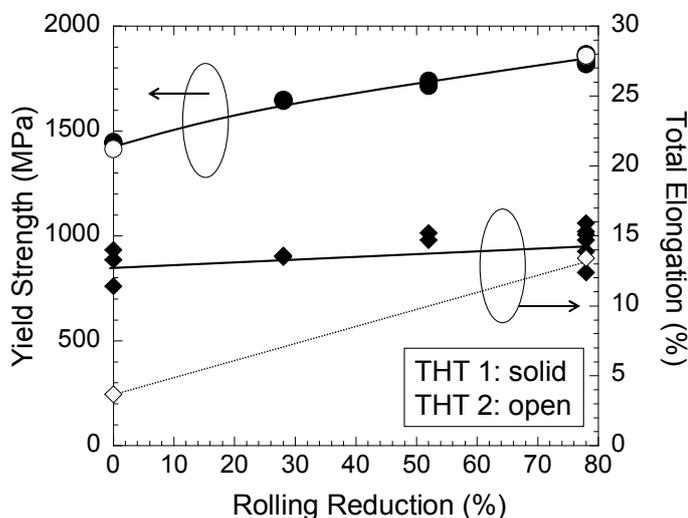


図5 温間テンプレフォームに伴う引張変形特性の変化

3.3 温間テンプレフォーミング材の衝撃特性

図6は、THT1 および 2 で得られた焼入れ材の温間テンプレフォームに伴うシャルピー衝撃吸収エネルギー(vE)の平均値の変化を減面率の関数として示す。ここでは、靱性の逆温度依存性がピークを示す室温での vE を比較した。温間テンプレフォームによって、vE は上昇し、UFEG 組織が形成される減面率が 50 から 80%にかけてとくに著しく上昇する。vE の急激な上昇は図7に示すような層状破壊の発生に起因する。ここで、オーステナイト化処理条件の影響を比較すると、温間テンプレフォームを施していない材料(QT材)の vE は THT 1 および 2 のいずれでも 20 J 前後と低い値を示す。すなわち、QT 材は室温では脆性的に破断するために vE がもともと低く、オーステナイト化処理条件の影響をあまり受けないものとする。これに対し、減面率が 80%の TF 材では、THT 2 材よりもオーステナイト粒が微細になる THT 1 材で vE が高くなっており、衝撃特性がオーステナイト化条件の影響を受けることが確認された。

層状破壊は、オースフォーム鋼¹¹⁾や積層鋼板¹²⁾などの組織の異方性が強い材料などのシャルピー衝撃試験でもしばしば発生する。主き裂の発生または伝播に先立って、板面に平行な面に層状破壊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。とくに図7で示したような、主き裂方向と垂直な面に沿って層状破壊が生じる、crack-arrester タイプの層状破壊では、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^{11), 12)}。McEvily と Bush¹¹⁾は、

0.2%C-3%Ni-3%Mo 鋼をオースフォーミングすると、200 °C近傍で伸長した旧オーステナイトの粒界に沿って crack-arrester タイプの層状破壊が発生し、 vE が 325 J と異常に高い値を示すことを報告した。しかし、室温近傍では層状破壊は起こらず vE は 33 J にまで低下した。このときの室温降伏強さは 1600 MPa であった。一方、本温間テンプレフォーム材では、層状破壊は UFEG 組織に起因して生じるため、室温近傍で高い vE を示したものと理解できる。ただし、THT 1 および 2 の異なるオーステナイト化条件で vE が異なった点については層状破壊によるき裂の進展経路を金属組織と関連付けてさらに詳細に検討する必要があり、今後の課題として残された。

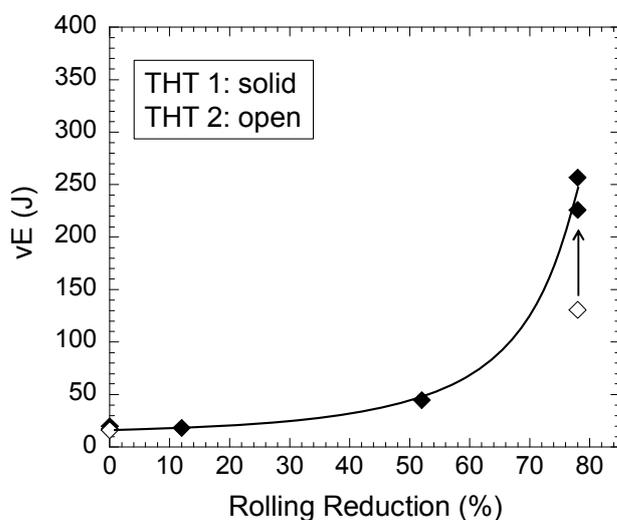


図 6 温間テンプレフォームに伴うシャルピー衝撃吸収エネルギー (vE) の変化

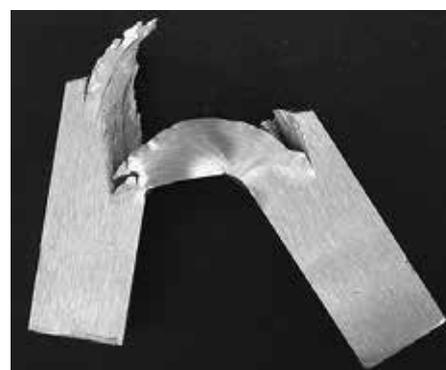


図 7 UFEG 組織材の層状破壊の一例

4. 結 言

本研究では、0.4%C-2%Si-1%Cr-1%Mo 鋼に 500 °C で減面率が 80% までの温間テンプレフォーム処理を施して得られた材料の組織および機械的特性に及ぼすオーステナイト化処理条件の影響を調査した。その結果、減面率 80% の温間溝ロール加工では降伏強さが 1800 MPa 級の UFEG 組織鋼が形成され、QT 材と比べて衝撃吸収エネルギーが飛躍的に向上するが、オーステナイト化条件によって UFEG 組織鋼の衝撃特性は異なることが見出された。すなわち、オーステナイト化条件は温間テンプレフォーム材の材質制御に重要なプロセス因子であることがわかった。今後は、オーステナイト化条件が UFEG 組織の機械的特性に及ぼすメカニズムを解明してゆく。

謝 辞

本研究の一部は、公益財団法人 JFE21 世紀財団の 2013 年度技術研究助成により実施されたもので、ここに謹んで謝意を表す。

文献

- 1) 木村勇次：ふえらむ、**14** (2009)、154.
- 2) 田村今男：日本金属学会会報、**2** (1963)、426.
- 3) 関口秀夫、小畠耕二、小坂田宏造、久保勝司：塑性と加工、**24** (1983)、873.
- 4) 飴山 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.
- 5) N.Tsuji, R. Ueji, Y.Minamino and Y.Saito: *Scr. Mater.*, **46** (2002), 305.
- 6) A. Ohmori, S.Torizuka and K. Nagai: *ISIJ Int.*, **44** (2004), 1063.
- 7) Y. Kimura, T. Inoue, F. Yin and K. Tsuzaki : *Science*, **320** (2008), 1057.
- 8) Y. Kimura, T. Inoue, F. Yin and K. Tsuzaki : *ISIJ Int.*, **50** (2010), 152.
- 9) Y. Kimura and T. Inoue : *Metall. Mater. Trans. A*, **44A** (2013), 560.
- 10) 木村勇次、井上忠信：鉄と鋼、**100**(2014)、1104.
- 11) A. J. McEvily Jr and R. H. Bush: *Trans. ASM*, **55** (1962), 654.
- 12) D. W. Kum, T. Oyama, J. Wadsworth and O. D. Sherby: *J. Mech. Phys.*, **31** (1983), 173.