

新しい高硬度・高強度・高靱性過共析鋼 「TOUGHFIT®」の実用化と今後の展開

Productization and Future Developments of the New High-Hardness, High-Strength and High-Toughness Hypereutectoid Steel Named “TOUGHFIT®”

萩原幸司^{1,2}, 徳永透子³, 山本幸治⁴, 杉本隼之⁵, 南埜宜俊⁶

HAGIHARA Koji, TOKUNAGA Toko, YAMAMOTO Koji, SUGIMOTO Toshiyuki and MINAMINO Yoritoshi

Synopsis: Conventional high-carbon steels exhibit high hardness and high wear resistance, but do extreme “brittleness”.

We broke through this common sense and became the first in the world to develop a new hypereutectoid steel that has both high strength and ductility, namely hypereutectoid steel with high hardness, high strength, and high toughness, in a three-party joint research project consisting of University (Nagoya Institute of Technology and Osaka University), Komatsu Ltd., and Sanyo Special Steel Co., Ltd. This new high-carbon steel was commercialized as “TOUGHFIT®” from spring 2023.

This developed new high-carbon steel without containing large amounts of expensive elements achieves strength of over 2500 MPa and plastic elongation of about 10% only by simple appropriate heat treatments without heavy working. In this review, we look back on the flow of joint research from basic research that started in 2010, which was the impetus for development, to the present. It is discussed the principles of the developed heat treatment, the specific performance of this developed steel, and future updates. This article also introduces important technical points and prospects for expanding applications.

Keywords: hypereutectoid steel; high Hardness; high strength; high ductility

1. 開発の背景：グリーンイノベーションを実現する高硬度・高強度・高靱性過共析鋼

昨今、持続可能な社会システム構築を実現するグリーン・イノベーションの重要性が各所で議論されている。グリーンイノベーションとは、環境・資源・エネルギーに関する科学的発見や技術的発明に基づいて、低炭素社会、循環型社会、自然共生社会を構築しようとするものであり、新たな社会的価値や経済価値を生み出す革新を通じ、気候変動問題の解決と社会経済の持続的な発展を同時に可能とする技術開発のことを示している¹⁾。この実現に向け、我々大学と企業の材料研究者や材料開発者が果たすべき責務は非常に大きい。

現代社会では、多くの工業製品にて新材料開発や他材

料への代替により軽薄短小化が進んでいるものの、依然として旧態依然とした重厚長大のまま利用せざるを得ない部品も多い。例えば輸送機器であれば、大きな負荷や高摩耗の過酷な条件で使用されるパワートレイン部品（ベアリング、バネ、歯車、車軸）等がこれにあたる。この理由は、それらの多くが高炭素鋼、すなわち過共析点の炭素濃度より高い炭素濃度を有している過共析鋼の製品であることによる。過共析鋼は高硬度、高耐摩耗性という優れた特性を有するが、その一方で“極めて脆い”。この弱点のため部品は大きな安全係数をかけて重厚長大に設計・製造せざるを得ない。これら社会基盤構造材料におけるグリーンイノベーション、すなわちカーボンニュートラル実現に向けたCO₂排出量の劇的削減のための革新を起こすには、過共析鋼最大の欠点である、この“脆さ”を完全克服すると

1: 名古屋工業大学 大学院工学研究科 工学専攻 材料機能プログラム 教授

2: 大阪大学 大学院工学研究科 マテリアル生産科学専攻 特任教授（兼任）

3: 名古屋工業大学 大学院工学研究科 工学専攻 材料機能プログラム 助教

4: コマツ 生産本部生産技術開発センタ

5: 山陽特殊製鋼株式会社 研究・開発センター

6: 大阪大学 名誉教授

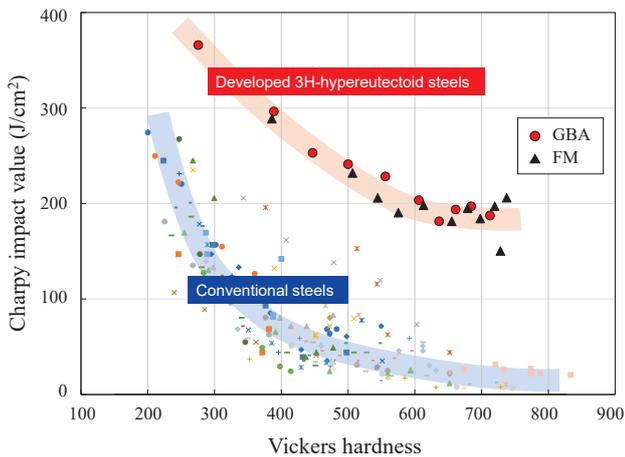


Fig. 1 Relationship between Charpy impact value and Vickers hardness in the conventional steels and the developed 3H-hypereutectoid steels.

いう「魔法」が必要となる。これには、鉄鋼の常識・宿命的で避けることはできないとされる二律相反則：「軟らかい材料は粘く、硬い材料は脆い」を覆す技術とサイエンスが必要である。この実現と新鋼材の社会実装を目指すべく、大阪大学、コマツ、山陽特殊製鋼（株）との三者共同研究が2011年より開始された。この共同研究開発において2015年にNEDOからの支援をいただいた研究を推進していた南埜宜俊 現大阪大学名誉教授と共に、当時准教授として筆者（萩原）はプロジェクトに参画し、その後、2021年に名工大に異動した後も助教の徳永先生を加えた形で、引き続いて更に発展的に共同研究開発が進められている。この三者共同研究の成果として我々は、高炭素鋼の優れた高強度を損なうことなく、かつ同時に延性を兼ね備えた新過共析鋼材、すなわち高硬度・高強度・高靱性過共析鋼（これ以降、High hardness-High strength-High toughnessの略として「3H過共析鋼」として記述）の開発を世界に先駆けて実現した。

開発した3H過共析鋼が示す著しく優れた力学特性を端的に示すグラフとして、図1に既存の一般鋼が示す硬度とシャルピー衝撃値の関係を、3H過共析鋼のそれと比較したものを示す。一般の鋼材では両者の関係は、金属材料に見られる強度と延性のトレードオフ関係に応じたいわゆるバナナカーブ状の実線で示される近似曲線を示すのに対し、3H過共析鋼材は、700Hvの高硬度と同時に200J/cm²以上という低/中炭素鋼なみの耐衝撃性を有する。開発当初の本鋼材を引張試験すると、2000MPa超の最大引張強度と同時に3%程度の塑性伸びを示すことが見出されたが、さらに進化した3H過共析鋼の現時点でのチャンピオンデータとしては、2500MPa超の強度と10%程度の塑性伸びの共存を実現している（6-3節にて詳述）。

本発見で強調すべきは、我々は、高価な元素の多量添加と強加工を必要とすることもなく、鋼材組成の最適化とそれに適した熱処理の開発のみにより新鋼材の開発を達成し

た点である。すなわち本鋼材は、鋼材原価の大幅なコストアップがなく、かつその特性制御のための熱処理は現状にて多くの会社が保有する製造設備をそのまま利用することが可能であるので、ユーザーは既存製品への適用や新製品の開発に利用することが早急に可能になり、幅広い社会普及が実現できることから産業界で極めて大きな注目を集めている。この著しく革新的な成果ゆえに、日本産業界、すなわち国益を優先する観点から、大学を含めた共同研究としては極めて異例な形であるが、開発開始の2010年以降、2020年あたりまでは本研究内容に関する外部発表はあえて最小限に控え、実用化を最優先した形で検討を進めてきた。この結果、開発鋼材が示す革新的力学特性が疑いなく実証されることで、2020年には欧州、米国、中国等世界各国での特許取得に至る^{2, 3)}とともに、昨春より、商品名「TOUGHFIT®」（タフフィット：高炭素鋼なのに著しく「tough」な鋼材で幅広くニーズに適合できる）として、山陽特殊製鋼より念願の商品化が実現された⁴⁾。

このような経緯を基に本稿では、開発の契機となった2010年より開始された基礎研究から、現在に至るまでの共同研究の流れを振り返るとともに、開発した熱処理の原理と3H過共析鋼が示す具体的性能、今後の更なる用途拡大に向けた重要な技術的ポイント、展望について紹介する。

2. 開発コンセプト：3H過共析鋼を実現する熱処理の開発

前述のように、金属材料において硬度と靱性はトレードオフの関係にある。このため高硬度を示す従来の過共析鋼の靱性は低く、破壊を引き起こして部品の破断や重大な事故を引き起こす懸念が常に存在している。過共析鋼の低靱性の原因の一つは過共析鋼中に含まれる高濃度のC元素が形成する炭化物に由来する。炭化物は形状、析出量、析出箇所等によっては脆性の大きな要因となりうる。特に、粒界に存在する炭化物は破断の起点となりやすく、粒界に炭化物が存在することで粒界はき裂の進展経路として作用し、粒界破壊を引き起こす。たとえば一般的な過共析鋼SUJ2⁵⁻⁷⁾ (1mass% C, 1.4mass% Cr) は700℃以上の高温から焼入れすることでマルテンサイトを生成し、低温で焼戻しをすることで、硬さを調整し靱性を確保しているが⁸⁻¹⁴⁾、その靱性は前述のパワートレイン部品に適應できるほど十分に高いとは言えない。

一方、粒界破壊を助長する粒界上の炭化物を溶解させるほどの高温で保持すると、炭化物のない粒界を得ることができる。しかしながら、その高温保持により同時にオーステナイト（ γ ）粒が著しく粗大化してしまうため、結果として旧 γ 粒界での粒界破壊を誘引してしまう。また、高温保持により、粒界のみならず粒内の炭化物も消失・粗大化

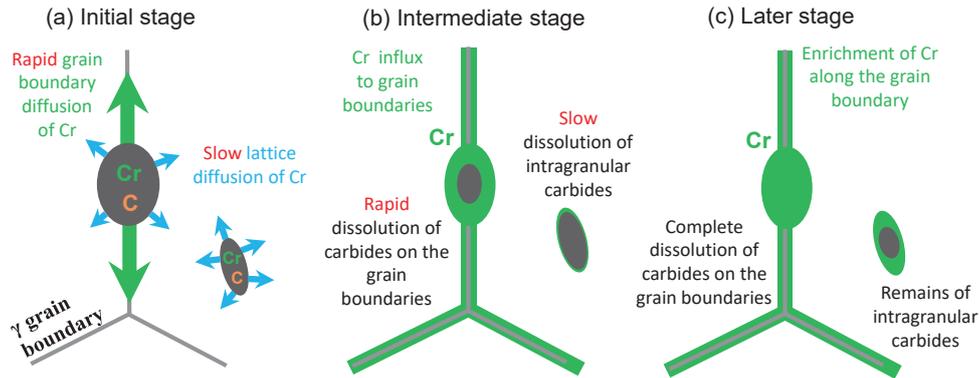


Fig. 2 Differences in dissolution mechanisms between grain boundary carbides and intragranular carbides, resultant Cr enrichment at grain boundaries.

してしまうため、材料の耐摩耗性が低下することも懸念される。以上のことから、粒内には均一で微細な炭化物を残しつつ、粒界炭化物のみを除去する熱処理の開発が、新鋼材開発のキーとなると考えられた。

しかしながら、二元系過共析鋼のFe-C鋼では、熱処理のみで微細な炭化物を鋼材中に均一に分散させた組織を実験室的にも工業的にも得ることが難しい。これは、炭化物粒子は γ 相が存在する温度域において、非常に短時間で溶解するためである。これに対し、Crは炭化物に固溶しやすい特徴を持ち、Crが溶け込むことで炭化物の溶解速度が著しく低下することがこれまでに報告されている¹⁵⁾。つまり、Crを添加することで炭化物の溶解速度を低下させ、工業的に熱処理に要する時間の制約の範囲内における組織制御を可能にすることが期待された。また炭化物の溶解には、侵入型拡散機構の炭素元素の拡散と置換型拡散機構のCrの拡散との協調関係が重要な役割を果たすことが明らかにされている¹⁶⁾。これらのことより、我々は、Crが持つ能力を適切な制御によりさらに顕在化させることで、粒界と粒内の炭化物を選択的に溶解させることを着想した。

炭化物粒子の溶解速度は粒界や粒内の析出サイトによって大きく異なる。すなわち、粒界上の炭化物は粒界拡散により短時間で消滅するのに対し、粒内の炭化物は格子拡散に律速されるため長時間にわたり残存する傾向がある。ここでCr元素の拡散挙動は、Cr元素の格子（粒内）拡散は鉄母相同様に遅いのに対し、Cr元素の粒界拡散はC元素の侵入型拡散と同程度に速い可能性が報告されている¹⁶⁾。このため、Cr元素を炭化物中に十分に固溶させたいことで、粒界拡散が活発に活動し粒内拡散が抑えられる温度範囲で熱処理することで、炭化物粒子の粒界・粒内での溶解速度の差を意図的に大きくすることができるのではないかと着想した。このようなCrを含有する鋼材にて期待される炭化物の溶解メカニズムを模式的に示したのがFig. 2である。Fig. 2(a)に示すように、粒界上の炭化物はCrの速い粒界拡散により、優先的にかつ高速で溶解し早期に消

滅する。また、その粒界炭化物から溶出したCr元素は粒界拡散で粒界に沿って高速度で長距離まで多量に運ばれるが、そのCr元素の粒内拡散は極めて遅いことから粒界から粒内に拡散流出する量は少なく、この結果として粒界はCr元素で富化されることになる。一方、粒内炭化物の溶解は、遅い粒内拡散が律速する極めて遅い溶解であり、母相内へのCr元素の拡散も極めて遅い¹⁷⁾。したがって、溶解過程の終盤（Fig. 2(c)）では、粒界炭化物が完全に溶解しきるのに対して粒内炭化物は残存し、また粒界にはCr元素が濃化した組織となることが期待された。

このように、Cr元素を有効利用しつつ、適切な温度範囲と熱処理時間を設定することにより、鋼材中に粒界炭化物が存在せず粒内炭化物のみを残存させた微細組織を発達させることができるのではないかと合金設計と熱処理設計を遂行した。このような期待される溶解挙動制御が本当に実用鋼材中で実現できるのか否かを検証すべく、我々は実際に、炭化物中にCrが存在するときの粒界炭化物と粒内炭化物の溶解挙動をそれぞれ調査し、その制御可能性について検討した。

3. Cr添加による炭化物の溶解挙動制御

開発当初、検証にはCrを含有する一般的な過共析鋼であるSUJ2鋼、及び、急速加熱ができ明確に熱処理プロセスを把握できる塩浴を用いた。SUJ2鋼の組成において、状態図計算から A_1 点は732℃付近であることが示された。そこでフェライトとセメンタイト（ θ ）相から成るSUJ2鋼に対し、 A_1 点直下の700℃で10時間熱処理を施すことで、Crを含む溶質元素の平衡分配を行った。この処理によりCrは炭化物中に優先的に固溶する。その後、 γ 単相域の950℃の塩浴炉中で鋼材を保持し、炭化物の γ 相への溶解挙動を調査した。

Fig. 3に初期 α 粒径3 μm 程度のSUJ2鋼における、保持時間に依存した組織変化を示す。試料は塩浴炉中で一定時間保持した後、油冷による急冷処理を行うことで、主にマ

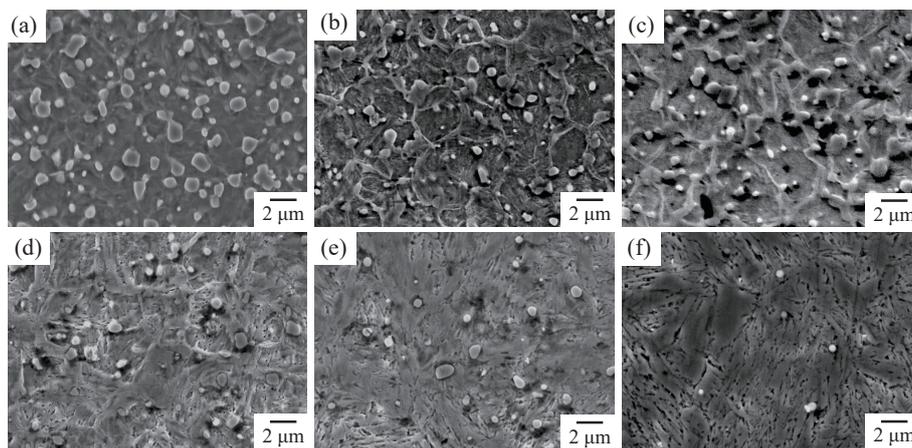


Fig. 3 Microstructures of the SUJ2 steel soaked in a salt bath at 950 °C for (a) 6 s, (b) 8 s, (c) 11 s, (d) 20 s, (e) 100 s, and (f) 1 ks, reproduced from [19] with permission.

ルテンサイトにより構成されている。950℃で保持することで、粒内、粒界いずれにおいても徐々に炭化物数が減少しているのが確認できる。保持時間ごとに残存している粒内と粒界の炭化物を区別せずに炭化物の総量を、それらの面積率を定量的に計測することで評価した結果をFig. 4に示す。いずれの温度においても溶解初期には炭化物の溶解は加速度的に進行し、時間が経過するにつれて溶解速度が遅くなっていることがわかる。すなわち、この結果は、溶解初期と後期で異なる溶解モードが働いていることを示唆している。実際に、Fig. 4に示す定量解析結果をもとに炭化物溶解の活性化エネルギーを評価した結果をTable 1に示す。過去の研究より、Crの粒内拡散の活性化エネルギーは $264\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$ と見積もられている¹⁸⁾。一方、FeとNiの粒内・粒界拡散の活性化エネルギーの比から推測したCrの粒界拡散の活性化エネルギーは約 $147\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$ と見積もられる¹⁹⁾。これら値とTable 1で示した炭化物溶解の活性化エネルギーの実測値を比較すると、その値は完全には

合致しないものの、溶解初期ではCrの粒界拡散、一方溶解後期はCrの粒内拡散が主に律速している可能性が実験結果からも強く示唆された。

さらに、粒内・粒界それぞれの炭化物を区別して、それらの単位面積当たりの個数を計測し、保持時間ごとに整理した結果をFig. 5に示す。粒内・粒界炭化物両方について、それらの個数は時間が経過するにつれて単調に減少するが、その減少挙動は両者で大きく異なった。粒界炭化物は高温保持の初期段階から急速に減少する一方で、粒内炭化物は長時間保持した後も粒内に残存した。この結果も先の活性化エネルギーを通じた解析同様、炭化物の溶解挙動が、初期段階では粒界拡散律速で進行するのに対し、溶解が進むにつれ徐々に粒内拡散律速へと移行するという仮説を強く支持している。つまり我々の狙い通り、過共析鋼のCrは炭化物中に優先固溶することで、粒界炭化物と粒内炭化物の溶解速度の差を顕著にし、これにより高温保持により粒界炭化物が優先的に溶解させることができ、粒内では炭化物が残存するような組織を意図的に得ることができることを明らかにした。

これに加えて、さらにFig. 3に示したエッチング後の組

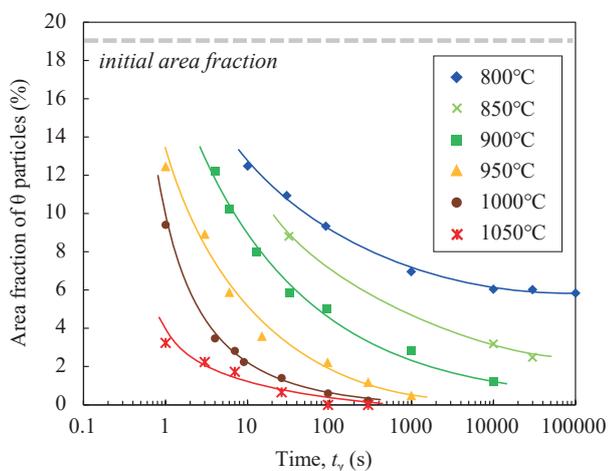


Fig. 4 Variation of area fractions of the remained θ particles in the SUJ2 steels with the annealing time in γ phase state, t_γ , at various temperatures, reproduced from [19] with permission.

Table 1 Variations in activation energies for dissolution of the θ particles in the SUJ2 steels with area fraction of θ particles, reproduced from [19] with permission.

Area fraction of the θ particles (%)	Activation energy ($\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$)
12	188
10	235
8	229
6	314
4	382

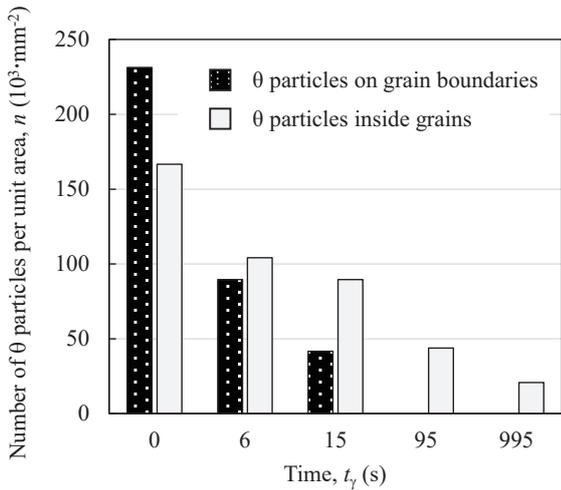


Fig. 5 Number of the θ particles on grain boundaries and inside grains in the SUJ2 steels annealed at 950 °C, reproduced from [19] with permission.

織写真中における粒界の見え方に注目して頂きたい。一般的に粒界は母相よりも原子配列の乱れにより高エネルギーを有するため、酸によるエッチング処理により優先的に腐食され、溝状に窪んで観察される。しかしFigs. 3(a-c)に示される溶解初期に対応する組織において、最短保持時間 (Fig. 3(a)) では見られなかった畝状に盛り上がった粒界組織がFigs. 3(b, c)で観察される。一方、さらに保持時間が長くなると (Figs. 3(d-f)、この畝状組織は消滅している。このような畝状組織の形成と消滅は、Figs. 2(b, c)に示すように粒界炭化物の溶解に伴う炭化物からのCrの放出と粒界拡散によるCrの粒界への供給による、粒界のCr富化による耐食性の向上に由来する現象である。粒内の耐食性よりもCr富化された粒界の耐食性が相対的に向上し、粒内が大きく腐食されても粒界の腐食が少ないために、結果として畝状に盛り上がって観察されたと考え

られる。つまり、本結果から、熱処理温度と時間を適切に制御することで、粒界炭化物の除去だけでなく、粒界のCr富化が達成できることが示された。このことが粒界破壊を抑制することで、高強度鋼にて最大の問題点となる水素脆化の抑制に何らかの寄与を果たしてくれるのではないかと期待しつつ現在さらに検討を進めている。

以上のように我々は、高炭素過共析鋼の力学特性制御手法の一つとして、粒界炭化物のみの優先的溶解、さらにCrの粒界富化を狙った熱処理を考案し、「粒界改質処理 (Grain Boundary Amelioration: GBA 処理)」と命名した。本節に記載した内容の更なる詳細に関しては、論文¹⁹⁾を参照いただきたい。

4. 最終焼入れに至るまでの最適「前熱処理」条件の検討

前述のように粒界炭化物を消失させ粒内炭化物のみを残留させるためのGBA処理を我々は考案したが、そのGBA処理を確実に効果的に実現するには最終焼入れ前にCrを炭化物に十分固溶させ、その後の高温保持により粒界炭化物だけを消失させる「前熱処理」が必要不可欠である。そこで我々は、GBA処理の下準備としての熱処理プロセス「最適な前熱処理」条件を確立すべく検討を行った。具体的に、過共析鋼として代表的なSUJ2鋼を対象とし、Fig. 6に示す5種類の熱処理条件を調査した。またここでは、比較材としてSK3鋼も同様の処理を行っている。これらの前熱処理工程は1000°Cで保持する溶体化処理、 A_1 点直下700°Cで10時間保持する炭化物へのCr分配処理、 A_1 点直上の二相 $\theta + \gamma$ 領域内である780°Cで保持し粒界炭化物のみを溶解させた後に焼入れを行うことでマルテンサイト組織を発達させるGBA処理、そして硬さを調整するため

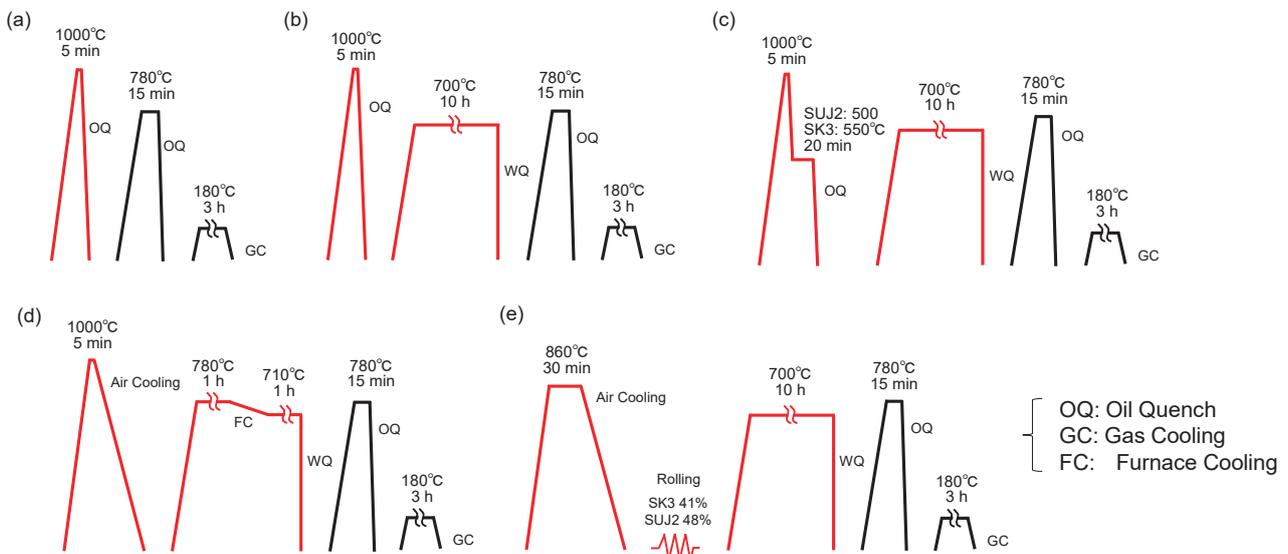


Fig. 6 Heat treatment conditions for the SUJ2 and SK3 steels: (a) Condition 1, (b) Condition 2, (c) Condition 3, (d) Condition 4, and (e) Condition 5, referred from [20] by CC-BY-4.0.

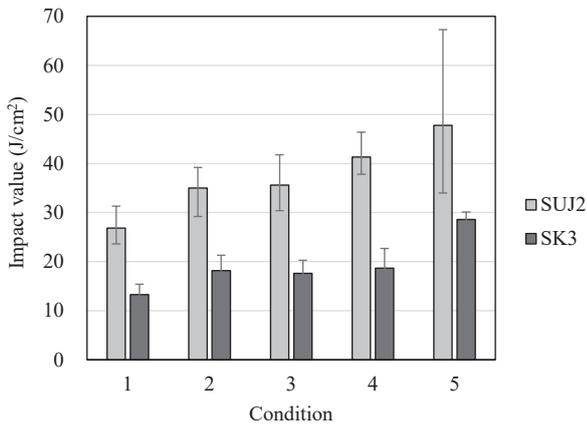


Fig. 7 Impact values obtained from Charpy impact tests for the SUJ2 and SK3 steels with each heat-treatment condition shown in Fig. 6, referred from [20] by CC-BY-4.0.

の焼戻し処理工程から構成されている。

Fig. 7にそれぞれの熱処理を施したSUJ2鋼のシャルピー衝撃特性を示す。ここではFigs. 6(a-e)で示した熱処理を順に、熱処理1-5 (Condition 1-5) として示している。Crの分配処理を行わなかった熱処理1 (Fig. 6(a)) を施した試料の衝撃値は30J/cm²にも満たない低い値を示したのに対し、Crの分配処理を含む熱処理5を施した試料の衝撃値は約50J/cm²まで増加した。また、図中には比較として、同じ熱処理を施したSK3鋼 (1mass% C, 0.43mass% Cr, 0.94mass% Mn, and 0.28mass%

Si ; Cr含有量がSUJ2鋼と比較して少ない) の衝撃特性についても示している。SK3鋼はCrの分配処理の有無にかかわらず、いずれも30J/cm²にも満たない低い衝撃値を示すことが見て取れ、先に示したCr分配の重要性を端的に示している。

SUJ2鋼、SK3鋼ともに最も高い衝撃値が得られた熱処理5 (Fig. 6(e)) を施した試料の破断面を観察したところ、SUJ2鋼の破断面では、ディンプル底に微細炭化物を有する微細なディンプルが全面に形成していたのに対し、SK3鋼では一部粒界破壊や割れが見られた。すなわち、Crを多く含むSUJ2鋼では微細な炭化物がディンプル形成の起点となり延性的な破壊が生じたのに対し、SK3鋼では脆性的な破壊が生じることが示唆された。

以上のような、熱処理条件に応じて機械的特性の違いが生じた要因を定量的に考察すべく、粒界炭化物に着目して組織観察を行い、その面積率、円相当径、真円度の計測を行った結果をFig. 8に示す。注目すべき点として、SUJ2鋼においては粒界炭化物の量の絶対値はSK3鋼中よりもやや高いものの、SK3鋼より真円度が高く微細な炭化物が多く存在していることが確認された。つまり、Crを含有する鋼材では、A₁点直下で長時間保持するCrの分配処理によりGBA処理が有効に働き、粒界炭化物の形態制御による衝撃値の向上が達成できていることが示された。すなわち、粒界炭化物の個数と同時に、その形態制御も衝撃値向上には重要であることを本結果は

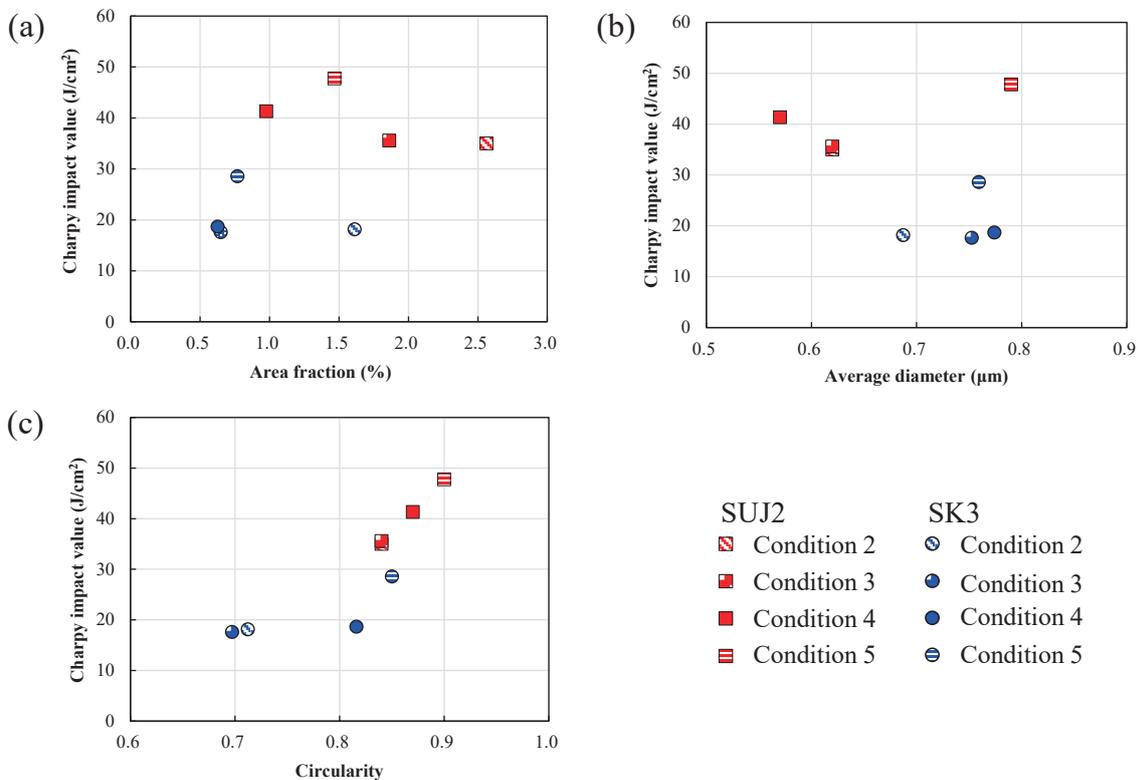


Fig. 8 Relationship between Charpy impact value and (a) area fraction, (b) average diameter and (c) circularity of the θ particles on the grain boundaries, referred from [20] by CC-BY-4.0.

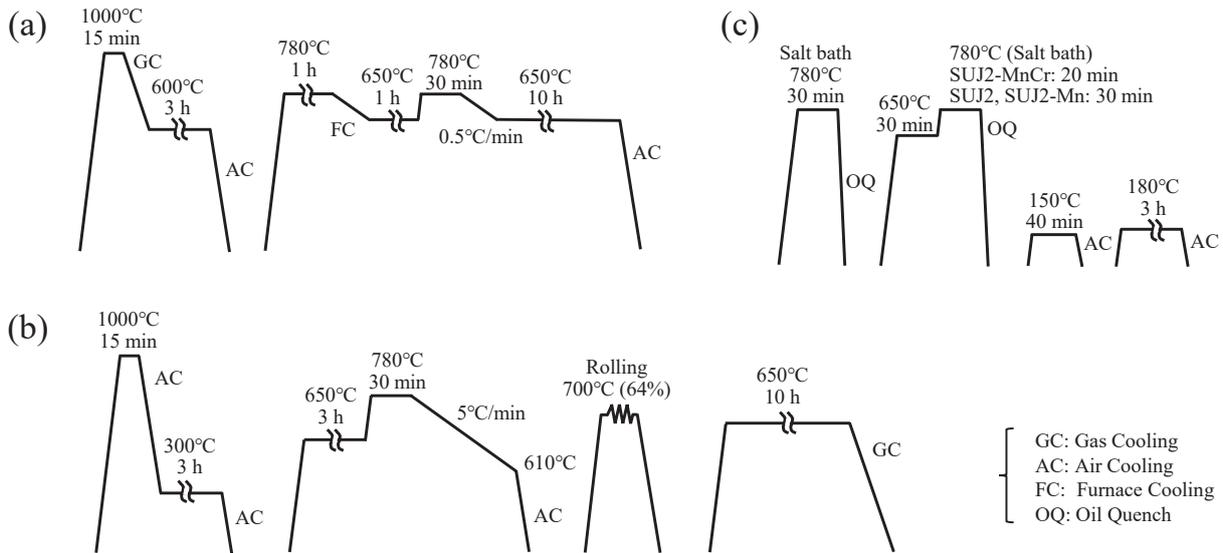


Fig. 9 Heat treatment conditions for the steels: (a) Pre-GBA treatment without rolling, (b) Pre-GBA treatment with rolling, and (c) GBA treatment and tempering, referred from [25] by CC-BY-4.0.

示しており、この点に対してもCr添加は有効であることを示している。本節の内容の更なる詳細に関しては、論文²⁰⁾を参照いただきたい。

5. 3H過共析鋼実現のための鋼材組成最適化

以上のように、初期の検討ではCrを含む代表的な過共析鋼として市販のSUJ2鋼に着目し、GBA処理に代表される開発熱処理の有効性が明確に示されたことから、次の段階としてGBA処理の効果を最大限に引き出せる鋼材組成の最適化探索へと開発研究をさらに発展させた経緯を述べる。上述の研究により、適切な前熱処理を組み合わせることでGBA処理による粒界・粒内炭化物制御が可能となり、SUJ2鋼の衝撃値を大幅に向上できた。しかし、GBA処理したSUJ2鋼では、不完全焼入れ相（ベイナイト）の生成が部分的に見られ、これがSUJ2鋼の衝撃値の更なる改善を阻害している懸念がある²¹⁾、などの改善すべき点も見出された。そこで、ベイナイト生成の抑制を目標に、開発熱処理に適合した鋼材組成の探索を行うべく、SUJ2鋼の組成を基本にしてMnやCrの組成を制御することによる焼入性向上について明らかにすることに取り組んだ。

一方、高炭素鋼において、旧 γ 粒径の微細化が衝撃値の向上に有効であるという先行研究報告があることから^{22, 23)}、結晶粒微細化に適した熱処理・塑性加工・相変態・鋼材組成の適正化による組織制御にも取り組んだ。旧 γ 粒径の微細化には圧延や鍛造といった塑性加工が有効である。さらに、炭化物を層状パーライト組織として形成したうえで、 A_1 点をまたいで試料温度を上下させることで、効率的に炭化物を微細化・球状化することができることが知られており²⁴⁾、これを利用した γ 粒径の微細化も期待できる。これらの知見を踏まえて、本節ではFig. 9に

示す2種類の熱処理を新たに検討した。これら熱処理工程においては、溶体化処理後のパーライト化処理、続けてCrの分配処理、さらに A_1 点をまたいで試料温度を上下させる炭化物の球状化処理と繰り返しの $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ 相変態による結晶粒の微細化を施すことで、さらなる特性の向上を狙った。また、Fig. 9(b)に示すように、市販鋼材でも一般に行われているような通常の圧延加工を施すことによる組織の微細化効果、それに伴う衝撃特性への影響についても併せ調査した。以下では、前熱処理で圧延加工を施さない一連の熱処理をN-GBA（No-rolling）、圧延加工を施した熱処理をR-GBA（Rolling）と呼称する。

得られた各鋼材におけるシャルピー衝撃値をFig. 10に示す。比較として、第4節で述べたFig. 6(a)に示す熱処理1を施した場合のSUJ2鋼の衝撃値を点線で示している。元素添加による組成の調整を行っていないSUJ2鋼の結果を比較すると、N-GBA、R-GBAいずれの熱処理を施した試料においても、組成制御により著しく衝撃値が

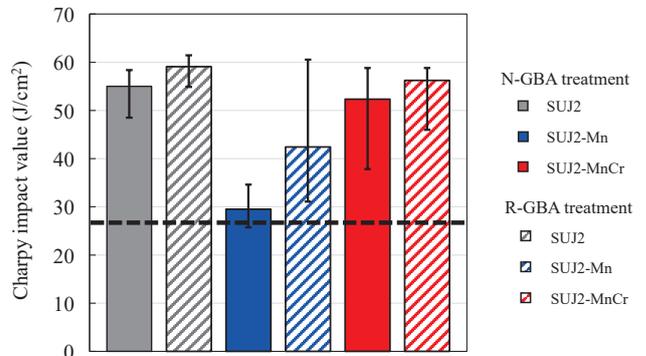


Fig. 10 Impact values obtained from Charpy impact tests on the steels, prepared with heat-treatment conditions shown in Fig. 9. The dotted line shows the results obtained from the SUJ2 steel without appropriate pre-heat treatment for GBA treatment, referred from [25] by CC-BY-4.0.

上昇していることが見て取れる。注目すべきことに、これら試料中の旧 γ 粒径は圧延の有無によらずいずれも3 μm 以下まで微細化していることが確認され、適切な熱処理条件の設定により、強加工を施すことがなくても、 γ 粒径の著しい微細化が実現できることが明らかになった。このような最適組成・組織制御の結果として、一般的な過共析鋼と比較して著しく高い衝撃値を得ることができた。すなわちこれは、GBA処理による粒界炭化物の優先的溶解に加え、熱処理による炭化物の微細球状化、さらに旧 γ 粒の微細化といった効果が協調的にもたらした結果といえる。ただし、Mnの単独添加を行った試料（SUJ2-Mnと呼称）に関しては衝撃値が著しく低減している。これは、Mn添加による粗大介在物の形成やマルテンサイトの変態開始温度（ M_s 点）の低下による粗大なレンズマルテンサイトの形成が影響していると考えられる。一方で、Mnに加えてCr量を増加させることで、図中SUJ2-MnCrで示すように、Mnの悪影響を相殺することができることも本研究により示された。

さらに本検討において、圧延を施していないN-GBA材はR-GBA材よりも高い硬度を示した。これはN-GBA材は圧延を施したR-GBA材と比較して、炭化物が迅速に溶解

する A_1 点以上でより長い時間保持されたことで、母相中のC量が高くなったためであると考えられる。ここで本研究の結果において、組成、熱処理によらず、鋼材の硬さが高くなるにつれ衝撃値が小さくなる傾向がみられた。つまり過共析鋼の衝撃値には、単なる圧延の有無といった要素だけではなく、母相中のC量も強い影響を与えることが示唆され、適切な熱処理条件を設計するにあたっては、 A_1 点以上で保持する時間も機械的特性に影響を与える因子として重要であることが示唆された。本節の研究結果の更なる詳細に関しては論文²⁵⁾を参照いただきたい。

以上のような2-5節に示した基礎的知見の蓄積により、3H鋼開発のための基盤（要素技術）を確立することができ、これらの同時最適化を実現することにより、「TOUGHFIT®」の開発へと繋げることができた。

6. 開発した3H過共析鋼が示す力学特性

上述したような熱処理と鋼材組成の最適化をさらに繰り返し、SEM/EDS、EBSDやTEMを駆使した組織観察・元素分析と、硬さ、衝撃特性、引張特性等の機械的特性の評価、さらに平衡状態図計算に基づく材料組織の検討等を

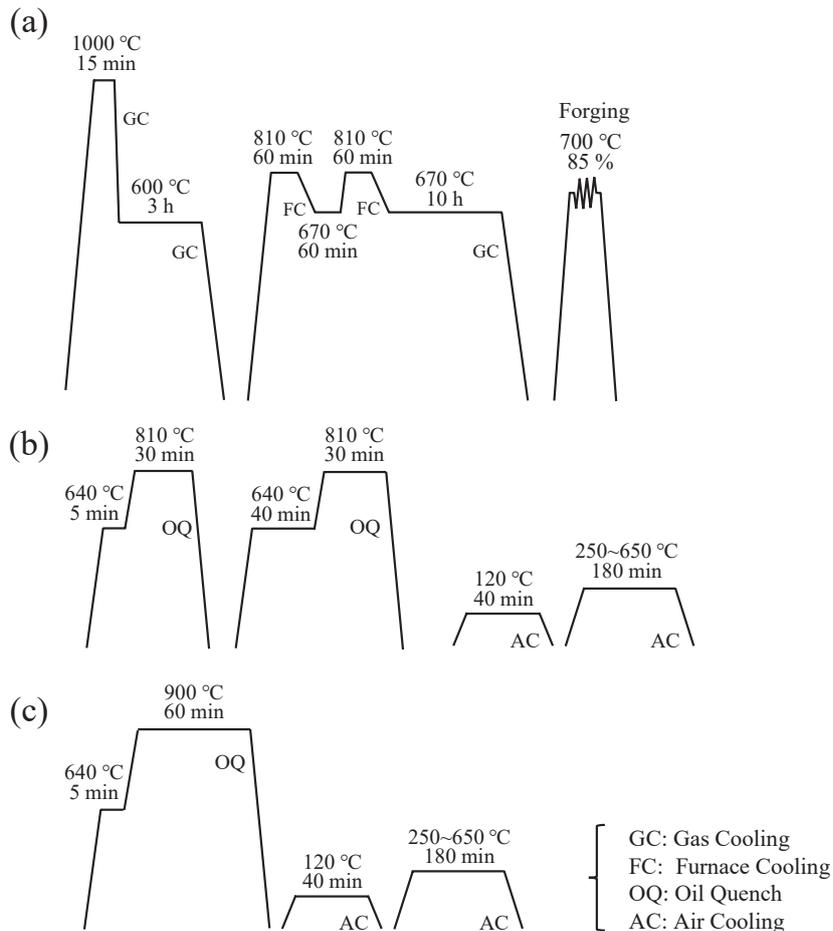


Fig. 11 Typical developed heat-treatment processes for novel high-carbon steels: (a) Pre-heat treatment, (b) GBA treatment, and (c) FM treatment.

行うことで、最終的な3H過共析鋼の基本組成をFe-(0.6~0.8)mass%C-(0.2~0.8) mass%Mn-(1.4~3.5) mass%Cr-(0.2~0.4)mass%Vに決定した。必要とする性能に応じてAlやSiといった元素も若干添加するが、Ni、Wなどの高価な元素の積極的な添加は行っておらず、社会への広範な普及を第一目標に掲げ、レアメタルの最小限添加による低コストでの高硬度・高強度・高靱性を実現した過共析鋼材となっている。またここで、工業的には高温(900~950℃)からの焼入れ処理も重要であることを踏まえ、一般的にずぶ焼入れと呼ばれるFull Martensite (FM) 処理もこれまでのGBA処理とあわせ検討したが、この際V元素をFM処理において高硬度・高強度・高靱性を得る上で必要不可欠な元素として新たに添加している。このような様々な検討を重ねたうえで、現時点では熱処理工程としても、Fig. 11に示す前熱処理 (Fig. 11(a))、GBA処理 (Fig. 11(b))、FM処理 (Fig. 11(c)) を基本工程としている。GBA処理は2回の焼入れ工程を含むのに対し、FM処理は1回のみ焼入れる点で大きく異なり、本鋼材はこのような多様な熱処理法に対応できることで、高いレベルで強度-延性バランスを自在に制御できるという優れた特性を有している。

以下、上述のような基本鋼材組成、前熱処理条件を有する3H鋼に対し、GBA処理もしくはFM処理を施すことで得られた力学特性について紹介する。

6. 1. 衝撃特性

3H過共析鋼の基本組成の範囲内にある0.7C-0.2Mn-2Cr-0.25V鋼に対してFig. 11(a)と(b)を組み合わせたGBA処理を施した後、最終的に硬さが700HvとなるようにFig. 11(b)中の右端に示す焼戻し処理を行った。Fig. 12にGBA処理を施した鋼材が示す典型的な組織を示す。粒径数ミクロンの微細なマルテンサイト母相中に、球状化

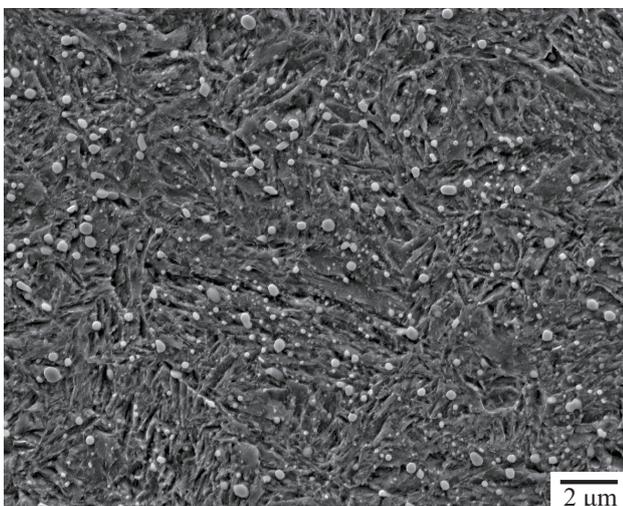


Fig. 12 Typical microstructure evolved in the developed high-carbon steel after GBA treatment.

した微細炭化物が均一に分散されていることが見て取れる。この3H過共析鋼のシャルピー試験値は197J/cm²という著しく高い衝撃値となっている。この試験片の破断面を観察したところ、破断面は1μm以下の微細なディンプルで覆われており、延性的な破壊が生じていた。また、開発鋼の破壊の様子を高速度カメラにより観察したところ、本開発鋼は試験片が大きくたわんでから破断している様子が観察された。一般的な過共析鋼では、シャルピー衝撃試験の際ハンマーが試験片に衝突すると同時に破断が生じ、たわみ変形が起こることはない。このことから、開発鋼が一般的な過共析鋼と比較して著しく高い靱性を有していることが実証された。

開発された3H過共析鋼において高い衝撃特性が得られた要因を明らかにするため、前述の最終的な基本組成の3H過共析鋼を含む様々な組成の鋼材(本開発研究時に作製した鋼材のすべて)での衝撃値と旧γ粒径およびマルテンサイト粒径の関係を評価した結果をFig. 13に示す。まず、Fig. 13(a)に示す衝撃値と旧γ粒径の関係に着目すると、γ粒径が比較的大きい約6μm以上の場合、結晶粒の微細化に伴い衝撃値は上昇しており、結晶粒微細化による靱性改善効果がみられる。一方、粒径が約6μm以下と微細な場合は、それ以上の微細化では衝撃値は変化せず、200J/cm²前後の高い値で安定している。つまり、高靱性を得るためには6μm以下の微細な旧γ粒が必要であることが見て取れる。

一方、Fig. 13(b)に示す衝撃値と焼戻しマルテンサイト

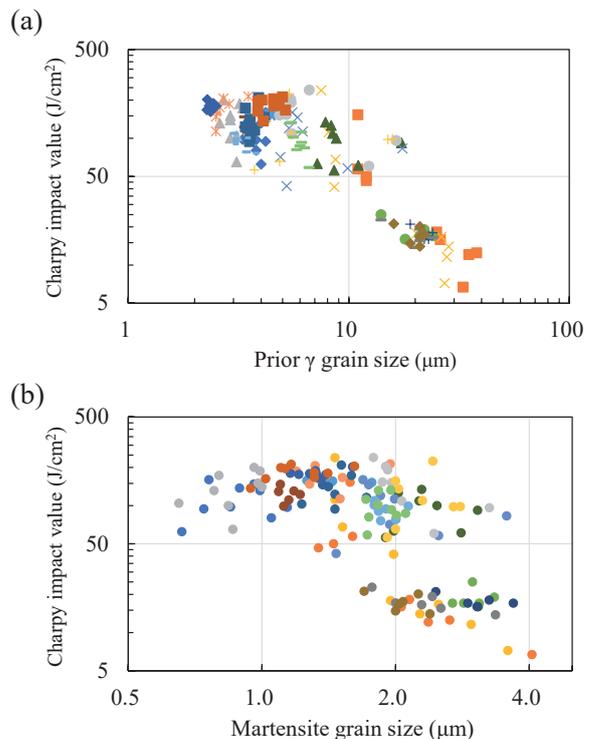


Fig. 13 Relationships between Charpy impact values and (a) prior γ grain size, and (b) martensite grain size in various high-carbon steels.

粒径の関係には相関がみられず、約200J/cm²の高衝撃値グループと約20J/cm²の低衝撃値グループに大きく分けられる。この2つのグループの違いを明らかにするために、高衝撃値グループに属する0.7C-0.2Mn-2Cr-0.25V鋼と低衝撃値グループに属するSUJ2鋼それぞれについて、マルテンサイト組織を観察した。その結果、0.7C-0.2Mn-2Cr-0.3V鋼は微細なラスマルテンサイト組織が得られているのに対し、SUJ2鋼ではラスマルテンサイト以外にも広い範囲にわたって扁平で尖った大きなレンズマルテンサイト組織が形成していることが確認された。一般にマルテンサイトの形態はM_s点の低下に伴いラス、バタフライ、レンズ、薄板状と変化することが知られている²⁶⁾。すなわち衝撃値が約200J/cm²の高衝撃値グループと約20J/cm²の低衝撃値グループに大きく分けられるのは、合金組成に由来したM_s点の変化がもたらすマルテンサイト形態変化と密接に関連していると考えられる。つまり、優れた靱性を有するラスマルテンサイト組織内に粗大なレンズマルテンサイトが存在すると、そこが亀裂の発生点となり、最弱リンクモデルに従い衝撃値が一気に低下するものと推察される。

以上の結果から、優れた衝撃特性を有する鋼材の条件としては、旧γ粒径が3~6μmに制御可能であること、またマルテンサイト組織は粗大なレンズマルテンサイトを含まず、0.8~1.3μm程度の微細なラスマルテンサイト組織を有することが重要であることが示された。本開発により提示された組成を有する鋼材に開発熱処理を施すことで、これら条件を満足する鋼材が実現できる。

6. 2. 焼戻しによる衝撃特性の変化

一般的に、炭素鋼材は高温からの焼入れ処理後、置き割れの防止、残留γ量の調整、硬さと靱性の調整といった目的で焼戻し処理が施されている。しかしながら、焼戻し温度が300℃程度では低温焼戻し脆性が、500℃程度では高温焼戻し脆性が発生し、機械的特性が劣化すると報告がなされている²⁷⁾。また、摺動部品などに用いる際には、使用中の摩擦により部品温度が上昇し、焼戻し処理と同様の熱履歴を受けることがあることに留意しなくてはならない。そこで、開発した3H過共析鋼の用途拡大を念頭に置き、焼戻し温度と機械的特性の関係を調査した。

0.7C-0.2Mn-2Cr-0.25V鋼に対してGBA処理もしくはFM処理を施した試料に対し、200~650℃までの種々の温度で焼戻し処理を施し、その硬さとシャルピー衝撃値への影響を評価したところ、200~300℃での低温での焼戻し後の衝撃値は前述のように約200J/cm²という著しく高い値を示した。しかし350℃で焼戻しを行うと、その衝撃値は約180J/cm²となり、若干の低下がみられた。ただしこのような衝撃値の低下はGBA処理材と比較しFM処理材においては少なかった。その後、衝撃値は焼

戻し温度の上昇と共に上昇したが、500℃付近でその上昇に停滞が見られた。これら衝撃値の低下と停滞は、上述した低温焼戻し脆性と高温焼戻し脆性に関連した挙動であると考えられる。ただし本開発鋼においては、いずれの温度で焼戻しをした試料においても、一般的な過共析鋼よりも著しく高い衝撃値（約180J/cm²以上）を示した。いずれの試料においても破断面において微細なディンプルを形成する延性的な破壊が生じており、焼戻し後も高硬度と高靱性が保たれていることが示された。

6. 3. 引張特性

構造用材料において衝撃値とならび重要な機械的特性の一つである引張特性についても調査を進めている。その一例として、Fig. 14にGBA処理もしくはFM処理を施したTOUGHFIT®鋼における、引張試験にて得られる典型的な応力-ひずみ曲線を示す。

特筆すべきことにTOUGHFIT®鋼は高炭素鋼特有の高強度として例えばFM材では2500MPa以上の最大強度を示し、かつ同時に約15%もの破断伸びを示す。この際応力ひずみ曲線には10%程度の大きな均一伸びと5%程度の不均一伸びが共存し、すなわちTOUGHFIT®鋼は高炭素鋼でありながら破断に至る前に明瞭なネッキング（局部伸び）を示す。破壊に先立ちネッキングが生じるということは、本3H鋼を部品として適用した際に破損の前触れとして部品に局部変形が生じることで発生する振動や異音を検出できるということを意味しており、破損前に問題箇所を検出できるという点において、実用化に際し非常に重要かつ有益な特性である。

以上のように、開発3H鋼は700Hvという高硬度を有しながら、同時に従来の高炭素鋼の概念を覆すような革新的な機械的特性、すなわち、従来の高強度を保持しつつ同時に極めて高い延性と耐衝撃性を具備している。さらにこの

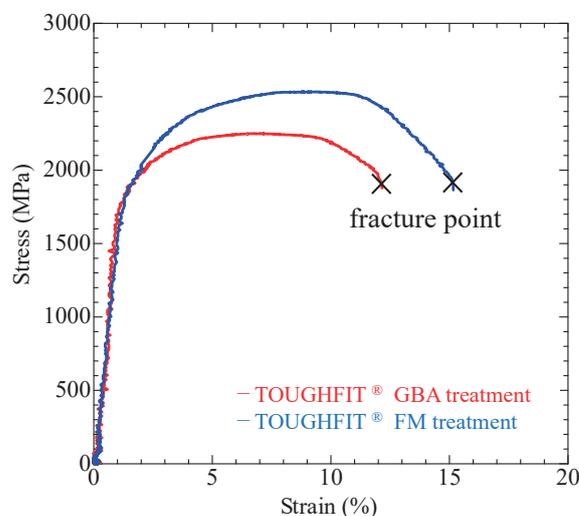


Fig. 14 Typical stress-strain curves of TOUGHFIT® in the tensile tests at room temperature.

3H鋼は、従来高強度鋼における大きな問題点である低温脆化に対しても著しい耐性を有することが明らかとなっており、さらには水素脆化、遅れ破壊挙動に対しても比較的良好な特性を有する可能性が示唆されている。本鋼材のさらなる普及のために理解・制御することが必要不可欠な本鋼材の長期力学的信頼性を明らかにすべく、現在疲労特性の支配因子に関する知見習得も進めており、これらの結果についても近日中に報告予定である。

7. TOUGHFIT®の実用化状況と今後の展開

産学連携成果より開発され山陽特殊製鋼より商品化されたTOUGHFIT®の実用化事例として、コマツでのトンネルボーリングマシン（TBM）のカッターリング用鋼への適用を紹介する（Fig. 15）。TBMは岩盤に押し当てられたカッターリングがカッターヘッドの回転とともに自転することで、岩盤を破砕しながら掘削する建設機械である。このカッターリングには高い耐摩耗性と耐衝撃性の観点から、高硬度高靱性であることが求められ、レアメタルが多く添加された冷間ダイス鋼が従来用いられていた。TOUGHFIT®は汎用的な軸受鋼や機械構造用鋼に類した省合金でありながら、従来鋼より優れた耐摩耗性と耐衝撃性を両立することが様々な実験・検証から確認されており、TOUGHFIT®が搭載されたコマツのTBMは市場にて良好な使用実績が得られている。

TOUGHFIT®の更なる展開として、自動車や建設機械、産業機械で使用される軸受やギヤ・シャフトなどの駆動系部品への適用を見込んでいる。これらの部品は表面硬さと耐衝撃性の確保を目的にガス浸炭焼入れが多用されているが、ガス浸炭処理は多量のCO₂排出を伴うことから、昨今のカーボンニュートラル推進の社会背景の下では、ガス浸炭に依らない熱処理方法が望まれている。TOUGHFIT®は、ずぶ焼入れにて高硬度と高靱性の両立が可能であり、さらには疲労特性に関しても優れることが報告²⁸⁾されていることから、浸炭熱処理工程の省略によるCO₂排出量削

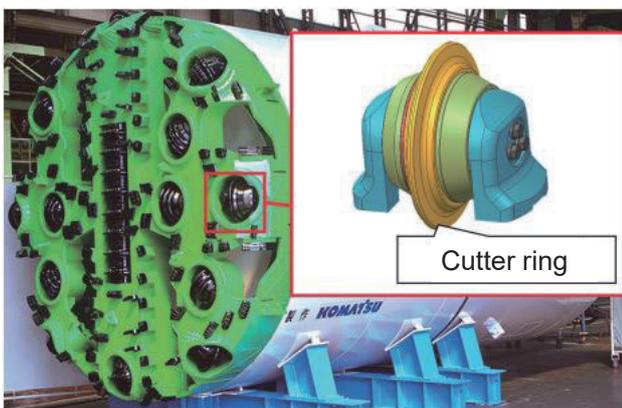


Fig. 15 Cutter ring in the tunnel boring machine using TOUGHFIT®.

減に寄与するエコプロダクトとして、TOUGHFIT®の展開を見据えた研究・開発を推進している。

謝辞

本研究の一部は科学研究費補助金（JP21H01652、24K01196）、ならびに国立研究開発法人新エネルギー・産業技術総合開発機構（NEDO）の委託事業「エネルギー・環境新技術先導プログラム」の支援を受けて実施されました。記してここに謝意を表します。

参考文献

- 1) 環境省HP: <https://www.env.go.jp/policy/hakusyo/zu/h24/html/hj12010401.html>
- 2) 南埜宜俊, 萩原幸司, 山本幸治, 壬生翔平, 平塚悠輔, 藤松威史, 杉本隼之 出願人: 国立大学法人大阪大学, コマツ, 山陽特殊鋼株式会社, 高硬度かつ靱性に優れる鋼, 出願番号 2017-158007.
- 3) 南埜宜俊, 萩原幸司, 山本幸治, 壬生翔平, 平塚悠輔, 藤松威史, 杉本隼之, 出願人: 国立大学法人大阪大学, コマツ, 山陽特殊鋼株式会社 高硬度かつ靱性に優れる鋼, 国際出願番号: PCT/JP2018/029752, 国際公開番号: WO/2019/035401.
- 4) 山陽特殊鋼株式会社プレスリリース: https://www.sanyo-steel.co.jp/system/upload/news/20230330_news.pdf
- 5) Japanese Industrial Standards, JIS G 4805, (2019).
- 6) K. Shiozawa, L. Lu and S. Ishihara: Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct., 24 (2001), 781–790.
- 7) Y. Koizumi, T. Otsuka, Y. Minamino, T. Takayama, M. Ueyama, T. Daio and S. Hata: Mater. Sci. Eng. A, 577 (2013), 29–35.
- 8) T. Uesugi: Trans. Iron Steel Inst. Japan, 28 (1988), 893–899.
- 9) Y. Wang, J. Sun, T. Jiang, Y. Sun, S. Guo and Y. Liu: Acta Mater., 158 (2018), 247–256.
- 10) Y. Wang, J. Sun, T. Jiang, C. Yang, Q. Tan, S. Guo and Y. Liu: Mater. Sci. Eng. A, 754 (2019), 1–8.
- 11) K. Chen, Z. Jiang, F. Liu, J. Yu, Y. Li, W. Gong and C. Chen: Mater. Sci. Eng. A, 766 (2019), 138272.
- 12) J. Sun, S. Guo, S. Zhao, M. Ma, Y. Liu: Mater. Sci. Eng. A, 790 (2020), 139719.
- 13) W. Chen, P. Gao, S. Wang, X. Zhao and Z. Zhao: Mater. Sci. Eng. A, 797 (2020), 140115.
- 14) J. Liang, H. Lu, L. Zhang, F. Li, R. Cao, K. Liu, H. Pan, H. Teng, X. Li, A. Guo and Z. Zhao: Mater. Sci. Eng. A, 801 (2021), 140419.

- 15) M. Hillert, K. Nilsson and L. E. Toerndahl: J. Iron Steel Inst., 209 (1971), 49-66.
- 16) 拡散データベースKakusan : NIMS物質・材料データベース, <https://diffusion.nims.go.jp>
- 17) 榎本正人: 金属の相変態 材料組織の科学入門 (内田老鶴圃, 2000) , 129-148.
- 18) H. Oikawa: Lattice diffusion in Iron – A review, Tetsu-to-Hagané, 68 (1982), 1489-1497.
- 19) K. Yamamoto, T. Takayama, Y. Minamino, Y. Koizumi, T. Tokunaga and K. Hagihara: Mater. Character., 205 (2023), 113241.
- 20) T. Tokunaga, K. Yamamoto, Y. Minamino, T. Takayama, T. Sugimoto and K. Hagihara: ISIJ Int., 64 (2024), 389-400.
- 21) 津谷和男: 日本金属学会誌, 24 (1960), 440-444.
- 22) 田中良治, 磯川憲二: 電気製鋼, 55 (1984), 110-120.
- 23) 西川元裕, 平岡和彦: 山陽特殊製鋼技報, 14 (2007), 42-49.
- 24) 竹内剛: 金属表面技術 現場パンフレット, 8 (1961), 20-23.
- 25) T. Tokunaga, Y. Minamino, K. Yamamoto, T. Sugimoto and K. Hagihara: ISIJ Int., 64 (2024), 1078-1088.
- 26) 牧正志: までりあ, 54 (2015), 557-563.
- 27) 牧正志: 鉄鋼の組織制御 その原理と方法 (内田老鶴圃, 2015) , 91-98.
- 28) Sanyo Technical Report, 30 (2023), 50-55.