鉄鋼の高純度化と高性能化

角 山 浩 三*

1. は じ め に

人類が初めて鉄を手に入れたのは、地上に落下した隕鉄や山火事などで自然に還元された鉄を採取した時とされている。その後の長い鉄の歴史は、介在物や不純物を取り除く一方、特定の元素を添加して特性を改良するとともに、大量に製造する手法を開発することであったと、見ることができる。ここでは、この中の高純度化に焦点をあて、その経緯を大まかに振り返るとともに、今後さらに高純度化が進んだ場合に想定される一つのプロセスを紹介する。

2. 高純度化の経緯

近世以前に作られた鉄の中で、日本のタタラによって作られた鉄が最も純度の高いものの一つと考えられている。その一例として、1821年から1835年にかけて建立された備中国分寺五重塔に使用された釘の分析値を表1に示す。Cが0.037%と比較的低く、Tiが0.083%含まれていることから、砂鉄を原料に木炭を用いて作った和銑を半熔融状態に加熱し、鍛冶・脱炭して作った包丁鉄と推定される。Oが0.49%もあり、数百 μm のAl-Si-Ca系酸化物が多数存在しており、

スラグの除去が不十分なことが伺える。

この五重塔が建立された頃、ヨーロッパではイギリスが石炭を製鉄に利用することに成功し、建造物、蒸気機関のシリンダなどの生産を開始していた。ただこの時代に得られた可鍛鉄は、半熔融状のままであった。

熔融状態の可鍛鉄が製造されるようになったのは、転炉法・平炉法が開発されてからである。その後の製鋼技術の発展は良く知られたとおりなので詳細は省略するが、表2にベッセマーの開発した転炉法によって作られた鋼の組成の一例を示す⁽¹⁾。この方法ではPやSをほとんど除去できないため、非常に高い含有量のままとまっている。比較的純度の良い鋼は、平炉法により今世紀中頃まで製造されてきた。その代表例として、塩基性平炉法によるアームコ鉄の組成を、表2に併せて示してある⁽²⁾。表1の江戸時代の鉄と比較すると、C、P、Oが減少しているものの、石炭を利用しているためにSが逆に増加している。このアームコ鉄は薄鋼板用に製造さ

表2 ベッセマー転炉鋼およびアーム鉄の組成⁽¹⁾⁽²⁾。

	C	Si	Mn	P	S	O	FeO
転 炉 鋼	0.3	0.2	0.7	0.1	0.05		0.05
アームコ鉄	0.014	0.01	0.02	0.01	0.02	0.15	

表1 1821年～1835年に建立された備中国分寺五重塔に使用された釘の組成。

(質量%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Al	Cu	V	Ti	Co	Mg	Ca	N	O
0.037	0.021	0.007	0.068	0.004	0.031	0.002	0.088	0.014	0.008	0.083	0.017	0.016	0.084	0.016	0.49

* 川崎製鉄株式会社技術研究本部鉄鋼研究所副所長(〒712 倉敷市水島川崎通1丁目)

Purification and Development of Iron and Steel; Kozo Tunoyama (Iron & Steel Research Laboratory, Technical Research Division, Kawasaki Steel Co., Kurashiki)

Keywords: purification, iron, steel, process, high-speed rolling

1993年10月29日受理

れたものであり、第2次大戦前後における日本の自動車用鋼板の目標とされた。

鋼の純度を一変させたのは、1952年にオーストリアで開発された純酸素上吹き転炉法である。日本はこの新転炉法をいち早く導入し、良質の鋼を大量に生産することに成功した。その後の日本における不純物元素の低減経緯については、雀部⁽³⁾⁽⁴⁾の有名な集大成があるので、参照していただきたい。造船用鋼板、ラインパイプ用鋼、自動車用鋼板、ステンレス鋼板、電磁鋼板、軸受鋼などの特性改善の必要から、溶銑予備処理、複合吹錬、真空脱ガスなどの技術が開発され、1960年代に0.02～0.03%であったCの精錬限界濃度が、最近では約0.002%に、0.01～0.02%であったSが約0.0003%に、おなじく0.01～0.02%であったPが約0.003%に、0.002～0.004%であったOが約0.001%になっている。

表3に、現在市販されている鋼板の例として、自動車用鋼板、ステンレス鋼板、圧力容器用低合金鋼、ラインパイプ用鋼および軸受鋼の組成を示す。自動車用鋼板の成形性を向上するには固溶Cを低減する必要があるが、鋼中にわずかに残るCも成形性を阻害するため、ここではTiを添加して炭化物にしている。これをとくにInterstitial Free鋼と呼ぶが、その詳細は本特集号で別に取り上げるので参照していただきたい。表1の江戸時代の釘のC、Oなどを低減すると、この鋼板の組成に近くなるのは興味深い。一方ステンレス鋼板として示したのは、太陽熱集光板、温水タンクなどに使用されるフェライト系のSUS444(19Cr-2Mo)である。温水などによる粒界腐食を防ぐために、真空中で溶鋼を攪拌して、高合金にもかかわらず、Cを0.002%、Nを0.005%のレベルにまで減少している。また圧力容器用低合金鋼として示したのは、原子力プラントに使用されるMn-Mo-Ni鋼で、電子ビーム溶接部の靱性を向上させるために、Pを0.002%まで低減している⁽⁵⁾。現在最も低いS量が要求されているのは、ラインパイプ用鋼である。

Sは鋼の加工性を阻害するので、Mnを添加して変形しやすいMnSの形にしているが、このMnSが水素誘起割れの原因となるため、Sの量を極力低減するとともに、その形態を制御する工夫が加えられている。またOが最も低いのは、軸受鋼である。各種の回転物に使用され軸受は長期の信頼性が必要であり、その寿命は鋼中の非金属介在物、とくに酸化物系介在物の影響を強く受ける。このため最近の軸受鋼で

は、酸素を低減するとともに大型介在物を除去する努力が払われている⁽⁶⁾。

3. 高純度化をベースにした新プロセス

以上のように、鉄鋼材料の高純度化は、各種の技術開発によって着々と進められてきた。雀部⁽⁴⁾の予測によると、2000年には工業的な不純物精錬限界としてCが0.0004%、Sが0.00006%、Pが0.0003%、Oが0.0002%、Nが0.0006%となると推定されている。

ところで鉄鋼材料に関しては、このような高純度化と並行して、安価に大量に生産する技術が開発されてきた。とくに1973年の石油危機以降は、連続鋳造、連続焼鈍などの技術が開発され、さらに各プロセスを連結する努力も払われ、コストダウンとともに製品の均質化がはかられた。

こうした製造プロセスの連続化、連結化の次の段階として容易に想定できるのが、プロセスの融合ないし省略である。現在開発が進められている溶融還元も焼結機・コークス炉を省略するものと見なせるし、薄スラブキャスティングは加熱炉や熱間圧延の前半(粗圧延)を省略するものと考えることができる。

一例として、以下に製造プロセス省略を自動車用鋼板の製造に関して検討した結果を紹介する。現在自動車用鋼板は、連続鋳造の後、熱間圧延-冷間圧延-連続焼鈍の工程で製造されている。その機械的特性として主としてランクフォード値(r 値)と延性が要求される。一般に r 値が高いほど深絞り成形性が優れているが、そのためには焼鈍時に(111)再結晶集合組織を発達させる必要があり、その前提条件として冷間圧延により強度の加工ひずみを蓄積しておかなければならない。そこで著者ら⁽⁷⁾は、加藤⁽⁸⁾の高速圧延を参考にして、熱間圧延-冷間圧延プロセスを温間圧延で代替することを考えた。

供試材は表3に示した自動車用鋼板とほぼ同一の極低炭素Ti添加鋼の工場熱延板である。これを1033 K-600 s加熱後、973 Kにおいて種々のひずみ速度で圧延した(圧下率70%、パス回数1回)。温間圧延後水冷し、1103 K-40 sの連続焼鈍を施した。焼鈍後の r 値におよぼす温間圧延ひずみ速度の影響を図1に示す。図の縦軸は、圧延方向、斜め45°方向、および直角方向で測定した r 値の平均値である。この

表3 現在製造されている鋼、鋼板の組成の代表例。(質量%)

	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti/Nb	O	N	Cr	Mo	Ni
自動車用鋼板	0.002	0.01	0.1	0.01	0.005	0.04	Ti 0.06	0.003	0.002			
ステンレス鋼板	0.002	0.17	0.28	0.02	0.02		Nb 0.3	0.004	0.005	19	1.9	
低合金鋼 ⁽⁵⁾	0.18	0.26	1.43	0.002	0.002					0.15	0.57	0.67
ラインパイプ用鋼	0.06	0.26	1.18	0.004	0.0007	0.03		0.002			0.1	
軸受鋼 ⁽⁶⁾	0.95	0.20	0.30	0.010	0.001			0.0003		1.4		0.05

図1 r 値におよぼす温間圧延ひずみ速度の影響⁽⁷⁾.

値は通常の熱間圧延後では1以下であるが、温間圧延のひずみ速度が増加するとともに増加し、1.4を越えている。

図2は、温間圧延材の加工ひずみ量におよぼす圧延ひずみ速度の影響を見たものである。ひずみ速度が高いと(111)方位に優先的に加工ひずみが蓄積し、900~1000 Kの温度領域で回復-再結晶が早く進行している。このことが(111)再結晶組織を発達させ、 r 値を向上させたと考えられる。

次に、このようにして考案した自動車用鋼板新製造プロセスに、高純度鋼を適用することを考えた⁽⁹⁾。素材として昭和

図2 再結晶過程におけるX線残留ひずみ量の変化⁽⁷⁾.

表4 温間圧延に使用した電解鉄の組成⁽⁹⁾.
(質量%)

C	Si	Mn	P	S	Al	N	O
0.0005	<0.01	0.005	0.001	<0.001	<0.005	<0.0007	<0.0087

電工製の電解鉄を用いた。その組成を表4に示す。温間圧延は773~1073 Kで行い、圧下率は50~80%とした。予備試験により、この電解鉄は約873 Kで再結晶することが判明していたので、圧延後は空冷し、焼鈍は行わなかった。図3に、873 Kで温間圧延し空冷した試料の、再結晶におよぼすひずみ速度の影響を示す(図中の○は再結晶、●は未再結晶を現す)。圧下率70%、ひずみ速度1000 s⁻¹以上で、空冷のまま再結晶が完了している。圧延温度を変えた時に、空冷後に得られた r 値を、ひずみ速度に対してプロットしたのが図4である。圧延温度873 K-ひずみ速度500 s⁻¹の場合を除

図3 再結晶過程におよぼす圧下率および圧延ひずみ速度の影響⁽⁹⁾.

図4 温間圧延-空冷材の r 値におよぼす圧延ひずみ速度の影響⁽⁹⁾.

(200) 正極点図

図5 圧延ひずみ速度による(200)正極点図の変化⁽⁹⁾.
圧延温度：873 K, 圧下率：70%.

き、空冷のままで再結晶が完了している。また圧延温度が低下するとともに、またひずみ速度が増加するとともに r 値が向上し、 $r=1.2\sim1.5$ という値が得られている。図5は873 Kで圧延した時の(200)正極点図である。高ひずみ速度圧延により、(111)再結晶集合組織が発達している。

以上のように、高ひずみ速度温間圧延することによって冷間圧延を省略するとともに、鋼を高純度化することにより、その後の焼鈍工程もさらに省略する可能性が得られた。今後は、工業的な高純度化技術の開発、それに伴うコストアップへの対応、自動車用鋼板として適用する場合の強度の確保、高純度鋼特有の粗大粒組織の微細化と r 値の面内異方性の改善、などを検討する必要がある。

4. お わ り に

鉄鋼材料の開発の経緯を大まかに振り返り、技術の一つの流れとして高純度化があることを示した。また高純度化が今後さらに進んだ時に、可能となると推定される新しいプロセスを紹介した。

一般に金属を高純度化すると、再結晶温度が低下すると

もに、軟質化し、耐食性が向上することが知られている。さらに既存の金属学では想定できないような物性が得られることも、最近の研究で明らかになっている。ここで述べたプロセスは、この中の再結晶温度の低下を利用しただけに過ぎない。今後さらに多くの高純度金属に関する研究が行われ、その特性を十分活かした新製造プロセスが開発されることを期待したい。

文 献

- (1) ガイ：金属学要論，諸住正太郎訳，アグネ，(1964)，8.
- (2) 岡本正三：鉄鋼材料，コロナ社，(1976)，14.
- (3) 雀部 実：第90・91回西山記念講座，日本鉄鋼協会編，(1983)，2.
- (4) 雀部 実：第143・144回西山記念講座，日本鉄鋼協会編，(1992)，1.
- (5) 富田幸男：日本金属学会会報，**32**(1993)，349.
- (6) 西森 博，増田 孜，川上 潔，吉村恭三郎，橋爪一弘：日本金属学会会報，**32**(1993)，441.
- (7) 松岡才二，佐藤 進，小原隆史，角山浩三：鉄と鋼，**74**(1988)，2330.
- (8) 加藤健三：日本金属学会会報，**23**(1984)，996.
- (9) S. Matsuoka, K. Sakata, S. Satoh and T. Kato: Trans. ISIJ, (1994), in press.