残留オーステナイトを含有した高強度 高延性鋼板の開発

澤 井 巖¹⁾ 内 田 尚 志²⁾
佐久間 康 治³⁾ 河 野 治⁴⁾

1. はじめに

自動車業界をはじめ各種産業界の、製品の軽量化や経済性の向上に対する要請に対処して、鉄鋼メーカーはこれまで鉄鋼材料の高強度化を精力的に進めてきた。この傾向は今後もますます強まると考えられる⁽¹⁾。

鉄鋼材料の高強度化は Mn, Si 等の元素による固溶強化型からはじまり⁽²⁾、最近では微細に分散したマルテンサイトを利用したデュアル・フェーズ鋼、さらには変態組織強化、加工強化、固溶強化、析出強化などを組合わせた超高強度鋼板が開発されている⁽³⁾⁽⁴⁾。

これら既開発の高強度鋼板を強度-延性バランスの面からみると、強度範囲の違いはあるが、析出強化鋼、固溶強化鋼、デュアル・フェーズ鋼の順で優れた材質を示す⁽⁴⁾。高強度鋼板の中で現在最も強度-延性バランスが優れていると見なされるのはデュアル・フェーズ鋼で、析出強化鋼と同一強度で比較すると、数%大きな伸びを示す。

しかし、より加工性の優れた高強度鋼の出現に対する社会的要請はすでに強く、これに対処するためには新たな材料の開発が望まれる。

筆者らは高炭素鋼板の材質に及ぼす Si の影響を検討する過程で、炭素鋼系材料では従来全く報告されていない加工誘起変態に起因する、延性の著しく優れた高強度鋼板を開発することに成功した。

本開発鋼は引張強さ 80~120 kgf/mm² の範囲において普通鋼に近い延性を有する。

従って、開発鋼は加工性の優れた高強度鋼板に対する社会的要請に十分寄与し得ると考える。

2. 開発の経緯

新日本製鉄(株)室蘭製鉄所は、高炭素鋼板を製造してい

* 新日本製鉄株式会社中央研究本部

1) 室蘭技術研究部主任研究員(現在: 日鉄テクノリサーチ部長代理) 2) 室蘭技術研究部研究員 3) 第二技術研究所 4) 大分技術研究室

High Strength-ductility Steel Sheet Containing Retained Austenite; I. Sawai*, S. Uchida, Y. Sakuma, O. Kono (Nippon Steel Corp. (*Present address: Nippon Steel Technoresearch Corp.))

1990年1月31日受理

るが、昭和55年頃よりアメリカからチェーンソウのバックプレート用に Si を 1~2 % 含有する鋼板の引合を受けるようになった。

高 Si 鋼に対する材質の要求は、耐“へたり”性と耐熱変形性にあると判断された。Si 含有鋼に対する需要はアメリカのみならず国内においても増加する傾向にあると判断されたので、高炭素鋼の材質に及ぼす Si の影響に関する研究に着手した。

この研究の過程において筆者らは、Si : 1.0~2.0%, Mn : 1.0~2.0% を含有する材料に 2 段熱処理を施してパーライト変態を生じさせた場合に、著しく大きな延性を有する材料が得られる事を見出した。この材料のマイクロ組織を X 線回折法を用いて同定した結果、10~40% という多量の残留オーステナイト(γ_R)が存在することが分かった。

引張変形過程の γ_R 量の変化を調べ、加工にともなう減少状態から、 γ_R を含有する鋼板が示す高延性は、 γ_R が示す加工誘起変態によって惹起される変態誘起塑性 (TRIP) であると結論された。

TRIP 現象はオーステナイト系の高合金においては良く知られているが⁽⁵⁾、炭素鋼では TRIP 効果を生ずるほど多量の γ_R を得るのが極めて困難であったためこれまでに報告されていなかった。

筆者らは γ_R の生成について詳細な検討を行い⁽⁶⁾、比較的低 C 領域において多量の γ_R を得る条件を見出した。さらに、生産ラインにおいて、 γ_R を多量に含有する鋼板を製造する方策を確立した⁽⁷⁾⁻⁽¹¹⁾。

3. 開発鋼の特徴

(1) γ_R を確保する方策

開発鋼の特徴は、通常炭素鋼では得られない多量の γ_R を図 1 に示す 2 段熱処理によって確保することにあ

図 1 開発鋼の基本的熱処理サイクル。

る。

1 段目の保持は γ_R となるオーステナイト (γ) を生成させるための処理であって、製品の強度ならびに材料の成分によって、 γ 単相域あるいはフェライト (α) + γ 2 相域で行う。2 段目の保持ではパーナイト変態を行わせる。

C 量の異なる材料について、2 段熱処理と従来最も γ_R が多量に得られるとされている焼入れ処理において得られた γ_R 量を比較して図 2 に示す。

2 段熱処理によって焼入れ処理よりも著しく多量の γ_R が得られることが分かる。また、 γ_R 量は C 量が増すと増加し、かつ 2 段熱処理の条件によっても顕著に変化する。

2 段熱処理によって多量の γ_R が得られるのは次の理由による。

1 段目の保持によって生成した γ は、2 段目の保持でパーナイト変態を開始する。変態温度を上部パーナイトが生成するようにとると (開発鋼は主として 400°C を採用)、変態が進むにしたがって C はパーナイトと未変態 γ の境界に排出される。排出された C は、通常の炭素鋼では粒界で炭化物を生成する⁽¹²⁾。Si はこの炭化物の生成を抑制する効果を有するので⁽¹³⁾、開発鋼の場合 C は炭化物を生成することなく γ 中に固溶し、 γ を化学的に安定化させる。0.2C-1.6Si-1.4Mn 鋼について γ_R 中の C

図 2 2 段熱処理と焼入れ処理で得られる残留オーステナイト量の比較。

図 3 残留オーステナイト量と残留オーステナイト中の固溶 C 量の関係。

濃度を X 線回折法により測定した結果、図 3 に示すように、 γ が γ_R として存在し得るのに必要な固溶 C 量には限界の値が存在し、その値は約 1.1% であると結論された。

図 3 の結果を得た試料について、C 量を γ_R が得られる限界の 1.1% とし、Steven らの式⁽¹⁴⁾によって M_s 点を計算した結果、-6°C が求められた。この結果は γ 中の固溶 C 量が 1.1% 以上で γ_R が得られる事実と良く一致している。

(2) γ_R 量と材質

図 1 に示したサイクルによって実験的に熱処理を施した 0.35~0.45C-1.5Si-1.0Mn 鋼の γ_R 量と引張試験値との関係を図 4、図 5 に示す。図 4 は強度特性、図 5 は延性について示した。

引張強さは γ_R 量が増加すると大きくなる。これは γ_R 量が多い程加工誘起変態によって生成するマルテンサイト量が多くなることに起因している。

これに対して伸びは γ_R 量が増加してもほとんど変わらないかあるいは僅かに増大する。すなわち γ_R 量が多くなると、通常の材料が強度-延性バランスにおいて示す材料特性とは異なって、引張強度が増大するにもかかわらず伸びは低下しない。

この結果 γ_R 量が 20% 以上の材料について強度-延性バ

図 4 残留オーステナイト量と引張強さの関係。

図 5 残留オーステナイト量と伸びの関係。

図6 デュアル・フェーズハイテンとの比較で示した開発鋼の強度-延性バランス。

ランスをみると、デュアル・フェーズ鋼との比較で図6に示す如く、極めて優れた特性を有する材料が得られることが分かる。

4. 製造実績と用途

これまでに述べた基礎実験結果にもとづき、0.36C-1.50Si-1.28Mn 鋼を 170 t 転炉で溶製し、生産ラインで熱延および冷延を施した後、みがき帯鋼用連続焼鈍ライン(CAPL)で、図1のサイクルに従って冷延コイルを製造した。

コイルのサイズは板厚 1.4 mm, 幅 800 mm, 重量 8 トンである。このコイルの γ_R 量, 引張試験値を表1に、組織を図7に示す。実験室の試験結果通りの材質がコイル全体にわたって得られており、開発鋼が生産ラインで安定して得られることを示している。

なおコイル中央部の平均の引張試験値を代表例として図6中に◎で示した。

さらに筆者らは CAPL のみならず、連続熱間圧延ラインでも、ホットランテーブル上での冷却に工夫を加えることによって、冷延鋼板と同等の材質を有する高強度

図7 開発鋼の光学顕微鏡組織。

高延性熱延鋼板を得ることに成功している。

開発鋼は引張強さ 80~120 kgf/mm² で伸びが30%程度あるので、自動車のドアガードバー、バンパー補強材等に適用を試みているが、さらに広く高強度構造部門への適用が期待される。

開発鋼は C 量が多いので溶接が若干不利であるが、現在高性能構造用接着技術の開発がとりあげられつつあり⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾、この新しい接合技術との組合せにより、接合を要する構造部門にも十分適用出来ると考える。

5. 結 言

従来炭素鋼では報告されていない変態誘起塑性性を利用した、高強度高延性材料を開発した。開発鋼は現在未だ開発が十分になされているとは言い難い引張強さ 80 kgf/mm² 以上において、特に優れた特性を示し、社会的ニーズである高強度材による軽量化、省エネルギー化に大きな寄与をなす事が期待できる。

文 献

- (1) 武智 弘, 水井正也, 松村 理, 佐久間康治: 製鉄研究, No. 320 (1986), 1.
- (2) 荒木 透: 金属, 50, No. 1 (1980), 73.
- (3) 武智 弘: 日本金属学会会報, 23(1984), 896.
- (4) 大沢紘一: 塑性と加工, 27(1986-1), 55.
- (5) V. F. Zackay, E. R. Parker, D. Fahr, R. Bush: Trans. Amer. Soc. Metals, 60(1967), 252.
- (6) 澤井 巖, 内田尚志: 熱処理, 30, No.1(1990), 27.
- (7) 澤井 巖, 内田尚志: 特公昭63-42690「延性に優れた高炭素鋼帯の製造法」.
- (8) 澤井 巖, 内田尚志: 特願昭62-215950「延性に優れた高炭素鋼板の製造法」.
- (9) 澤井 巖, 内田尚志: 特願昭63-68212「延性に優れた高張力薄鋼板の製造法」.
- (10) 武智 弘, 松村 理, 佐久間康治, 加藤 弘: 特願昭62-288344「伸びフランジ性に優れた高延性高強度薄鋼板の製造法」.
- (11) 河野 治, 高橋 学, 脇田淳一, 江坂一彬: 特願昭62-138060「加工性に優れた高強度鋼板の製造法」.
- (12) 木下修司, 平野賢一: 日本金属学会会報, 8(1969), 268.
- (13) S. J. Matas and R. F. Hehemann: Trans. Met. Soc. AIME, 221(1961), 179.
- (14) W. S. Steven and A. G. Haynes: JISI, 183(1956), 349.
- (15) 澤井 巖, 奥野嘉雄, 鈴木 賢, 三沢俊平: 鉄と鋼, 75(1989), 80.
- (16) 澤井 巖, 奥野嘉雄, 三沢俊平: 鉄と鋼, 75(1989), 812.

表1 生産ラインで製造した開発鋼の材質。

コイル内部位	試験方向	降伏点 (kgf/mm ²)	引張強さ (kgf/mm ²)	伸び (%)	γ_R (%)
先端部	圧延方向	59	93	31	25
	90°方向	59	93	31	
	45°方向	58	93	30	
	平均	59	93	31	
中央部	圧延方向	56	91	30	25
	90°方向	56	94	31	
	45°方向	56	93	30	
	平均	56	93	30	
後端部	圧延方向	54	92	30	25
	90°方向	54	93	31	
	45°方向	54	92	30	
	平均	54	92	30	