
冷延鋼板の連続焼鈍技術の進歩と材料開発

Progress of Continuous Annealing Technology for Cold-Rolled Sheet Steels and Associated Product Development

阿部 英夫(Hideo Abe) 佐藤 進(Susumu Sato)

要旨：

冷延鋼板の連続焼鈍技術の歴史をおもに金属学的見地から、またこれを用いた材料開発を製造原理を中心に解説した。(1)1936年 Hague らにより低炭素鋼を過時効処理することを特徴とする製造原理が提案され、1970年代に日本で冷延鋼板用連続焼鈍ラインが実現した。(2)連続焼鈍の急冷処理を利用して複合組織高強度鋼板が開発された。(3)低炭素鋼の熱延高温巻取処理および急冷過時効焼鈍により、絞り用鋼板(DQ以下グレード)が製造されている。(4)Ti,Nb添加極低炭素鋼により過時効なしでCQ~EDDQ鋼板が製造されている。(5)Nb添加極低炭素鋼のNbCを再結晶温度以上の高温で溶解させ、かつ急冷することにより、BH型超深絞り用鋼板が開発された。(6)生産性および製品品質の観点から、今後も大幅な連続焼鈍化が予想される。

Synopsis：

Hastoy of continuous annealing (CA) technology has been reviewed from a metallurgical viewpoint, and manufacturing principles for some new products developed by CA process are described as follows: (1) In 1936, Hague et al, proposed the CA principle characterized by the process including over-aging. Commercial CA lines for cold-rolled sheet were installed at Japanese steel companies in the 1970s. (2) Dual-phase high-strength steels were developed by applying the rapid cooling potential. (3) Drawing quality steels (below DQ grade) with low C steels, hot-coiled at a high temperature, were produced by the CA process including rapid cooling and over-aging. (4) Ti- and/or Nb-added extra-low C steels provided CQ to EDDQ grade sheet steels with no over-aging CA process. (5) Bake-hardenable and extra-deep-drawable steels were developed by the high temperature CA process with Nb-bearing extra-low C steels. (6) From the view points of productivity and product quality, it is predicted that the CA process will globally evolve in the future.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

Progress of Continuous Annealing Technology for Cold-Rolled Sheet Steels and Associated Product Development



阿部 英夫
Hideo Abe
鉄鋼研究所 薄板研究
部薄板研究室 室長(部
長補)



佐藤 進
Susumu Satoh
鉄鋼研究所 薄板研究
部薄板研究室 主任研
究員(課長補)

1 緒 言

近代鉄鋼業において革新的技術の1つに連続铸造 (Continuous Casting: CC) がある。連続铸造は溶鋼から直接スラブを製造する技術であり、従来の造塊-分塊圧延法と比較するとその省工程・省エネルギー効果は甚大である。また連続铸造製品は鋼成分や組織の変動が少なく従来法よりはるかに均質である。

連続铸造技術に匹敵する新しい技術として連続焼鈍 (Continuous Annealing: CA) がある。板厚が1 mm前後の普通鋼の薄板製品は、約200 mm板厚のスラブから、いったん熱間圧延により3 mm程度の熱延鋼帯となり、ひき続く冷間圧延により最終板厚となる。冷間圧延鋼帯 (以降冷延鋼板と略す) はその高寸法精度、表面の美麗さなどにより、自動車の車体をはじめとする広範囲の用途に使われている。ただし、冷延鋼板は冷間圧延されたままでは、圧延で導入されたひずみにより硬く、プレス成形など加工される用途には使えない。そこで冷延鋼板は、通常、冷間圧延後に焼鈍 (焼きなまし、再結晶処理) される。

従来、普通鋼の冷延鋼板は箱焼鈍 (Box Annealing: BA) で再結晶処理されていた。BA法ではFig. 1に示すようにコイル状態の冷延鋼板を箱型のペル炉で1週間かけて処理する。焼鈍の前には冷間圧延油を取り除く洗浄 (Cleaning) 工程と、焼鈍後には調質圧延 (Temper-rolling) 工程および表面検査などの精整 (Finishing) 工程が必須であり、いずれもバッチ式に処理されることが多い。これに対し、CAではFig. 1に示すように10分前後の短時間で焼鈍処理ができるので、上述の焼鈍前後の工程を連続的に処理できる。したがって、CAラインは焼鈍部分のみを指すのではなく、CleaningからFinishingまでの全体の工程を含んでいる。もちろん、高速度

要旨

冷延鋼板の連続焼鈍技術の歴史をおもに金属学的見地から、またこれを用いた材料開発を製造原理を中心に解説した。(1) 1936年 Hague らにより低炭素鋼を過時効処理することを特徴とする製造原理が提案され、1970年代に日本で冷延鋼板用連続焼鈍ラインが実現した。(2) 連続焼鈍の急冷処理を利用して複合組織高強度鋼板が開発された。(3) 低炭素鋼の熱延高温巻取処理および急冷過時効焼鈍により、絞り用鋼板 (DQ以下グレード) が製造されている。(4) Ti, Nb添加極低炭素鋼により過時効なしでCQ~EDDQ鋼板が製造されている。(5) Nb添加極低炭素鋼のNbCを再結晶温度以上の高温で溶解させ、かつ急冷することにより、BH型超深絞り用鋼板が開発された。(6) 生産性および製品品質の観点から、今後も大幅な連続焼鈍化が予想される。

Synopsis:

History of continuous annealing (CA) technology has been reviewed from a metallurgical viewpoint, and manufacturing principles for some new products developed by CA process are described as follows: (1) In 1936, Hague et al. proposed the CA principle characterized by the process including over-aging. Commercial CA lines for cold-rolled sheet steels were installed at Japanese steel companies in the 1970s. (2) Dual-phase high-strength steels were developed by applying the rapid cooling potential. (3) Drawing quality steels (below DQ grade) with low C steels, hot-coiled at a high temperature, were produced by the CA process including rapid cooling and over-aging. (4) Ti- and/or Nb-added extra-low C steels provided CQ to EDDQ grade sheet steels with no over-aging CA process. (5) Bake-hardenable and extra-deep-drawable steels were developed by the high temperature CA process with Nb-bearing extra-low C steels. (6) From the view points of productivity and product quality, it is predicted that the CA process will globally evolve in the future.

再結晶処理を可能とした焼鈍技術の重要性は言うまでもない。

CAは焼鈍前後の工程を連続化できるという特徴のほかに次のような長所を有する。

- (1) 製品の均質化: BAではコイルのまま熱処理されるので、コイルの中と外側では熱履歴が異なり、材料特性などが不均質となりやすく、均質性でCAが優れている。
- (2) 製品開発: CAはBAよりも高温での処理が可能であることおよび冷却速度などに自由度が大きいため、BAでは製造しえなかった新製品の開発に有効である。

当社では1980年に千葉製鉄所で冷延鋼板用のKM-CALの第1

* 平成元年4月24日原稿受付

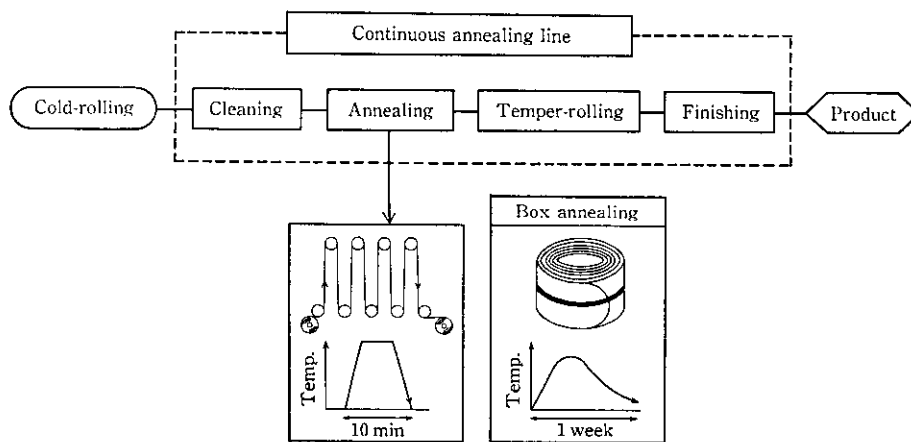


Fig. 1 Process flow of continuous annealing compared with conventional box annealing process

号機が稼働した¹⁾。その後、水島 (1984 年)、千葉 (1988 年) 両製鉄所に大容量の本格的 CA ラインが建設された。現在、普通冷延鋼板の 60% 以上が CA により製造されており、この CA 化率は世界の最高水準にある。本報では冷延鋼板の連続焼鈍技術の歴史をおもに金属学的見地から解説するとともに、連続焼鈍技術を用いた材料開発について製造原理を中心に述べる。

2 連続焼鈍技術の歴史

冷間圧延された鋼板にはおもに転位という格子欠陥が大量に存在する。このままでは硬質でプレス成形などができない。軟質な組織にするためには加熱して格子欠陥を低減し再結晶させればよい。通常の低炭素鋼の再結晶温度は 600~700°C であるので、急熱型の CA でも再結晶に必要な温度と時間が与えられるならば、ある程度の延性は確保できる。しかしながら、加熱後の冷却も必然的に BA より速いので、鋼板には C などの侵入型原子が大量に残存する。この固溶状態 (炭化物などを形成していない状態) の C が多いと BA 材より延性に劣る。また時効現象により、時間の経過とともに鋼板の材料特性は劣化する。

1936 年に Hague と Brace²⁾ は CA による固溶 C の低減方法として、加熱-均熱後に急冷-過時効処理することを提案した。Table 1 に以降の CA 金属学の歴史、ラインの建設状況および製品開発をまとめて示す。低炭素鋼を素材とする加工用冷延鋼板の製造原理については、Hague らのほかは Blickwede の貢献が大きい。Blickwede³⁾ は熱間圧延工程において高温巻取すると炭化物を粗大にできるので、急熱・短時間焼鈍で軟質化しやすいことを示唆した。また、Hague らと同様に加熱・均熱後の急冷-過時効処理が固溶 C の低減にきわめて有効であることを示した⁴⁾。

1970 年初頭に世界で初めて冷延鋼板 (シートゲージ) 用の連続焼鈍ライン (CAL) が日本の 2 社で稼働した。両者の焼鈍ヒートサイクルは前述の Hague らが提案した急冷-過時効処理を含んでいた。しかしながら、両者の急冷方法はガスジェットと水焼き入れ法とまったく異なっていた。いずれも対象となるおもな製品は、CQ (加工用、フラットユース) の冷延鋼板と複合組織強化の高強度鋼板 (Dual phase steel) であった。

当社は 1980 年に高速ガスジェット方式の CAL を稼働させた。最大の特徴は、複合組織高強度鋼板をはじめとする多品種製造に適する多目的ラインであることである。また、当社は当時 C 量が 30 ppm 以下の極低炭素鋼による超深絞り用鋼板 (EDDQ) を開発⁵⁾ して

り、この鋼板も対象であった。この鋼種は従来の IF (Interstitial-Free) 鋼とは C 量および炭化物形成元素の添加量が異なる新しいタイプ (New IF 鋼) であった。

これ以降 CAL は世界各地に普及していき、冷却方式も上述の方式に加えてミスト、ロール冷却法などが採用された。冷却方式は初期のガス (冷却速度: 10~30°C/s) および水焼き入れ (約 1000°C/s) から、中間領域の冷却速度が達成できる高速ガスジェット、ロール冷却方式などに移行する傾向にある。この理由は材料特性、表面品質および鋼板形状の確保のためと考えられる。

1984 年に水島製鉄所では New IF 鋼を大幅に採用した大容量 CAL を稼働させた。従来の CAL はおもに CQ グレードの冷延鋼板を対象としていたのに対し、水島 CAL は主対象製品が自動車用の深絞り用冷延鋼板 (DQ~EDDQ) である。また、高温焼鈍 (約 900°C) が可能であることを利用して焼付硬化型超深絞り用鋼板 (EDDQ-BH) を開発した⁶⁾。一方、New IF 鋼を素材とした場合加熱温度さえ十分確保できれば均熱処理は重要でないことから、加熱-均熱帯が極端に短いコンパクト CAL を千葉製鉄所 (1988 年) に導入した。

国内外における CAL 化の普及速度は連続製造のそれをしのぐものがある。1988 年初めにおいて世界の CAL 数は 30 余におよび、今後も増加すると推定される。CAL の技術供与については日本 3 社がほぼ担当しており、当社もその一役を担っている。

3 連続焼鈍法による材料開発

3.1 複合組織高強度鋼板 (Dual phase steel)

従来 BA 法では困難で、CA 法で製造可能になった代表的なもの 1 つが複合組織高強度鋼板 (以降 DP 鋼と略す) である。低炭素鋼 (C~0.05 wt.%) の $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態温度 (A_{c1}) は約 700°C である。この温度以上に加熱すると $\alpha + \gamma$ の 2 相組織となる。この状態からある冷却速度以上で急冷すると γ 相は硬質のマルテンサイト相 (α') となる。鋼成分および焼鈍のヒートサイクルを制御することにより、 $\alpha + \alpha'$ の複合組織とすることができる。Fig. 2 に複合組織の模式図および CA 冷却速度と機械的性質の関係を示す⁷⁾。臨界冷却速度以上 (たとえば 0.05 wt.%C-1.2 wt.%Mn-0.5 wt.%Cr 鋼では約 10°C/s 以上) では $\alpha + \alpha'$ 複合組織となり、降伏応力 (YS) の急激な低下がみられる。引張強さ (TS) は冷却速度の上昇とともに単調に増加するので、YS の低下は降伏比 (YS/TS=YR) の低

Table 1 History of continuous annealing technology for cold-rolled sheet steels

Year	Metallurgy	Line installation		Product
		Company name	Cooling type	
1936	Low C steel Proposal for sheet CAL (by Hague & Brace)			
1959	High CT in hot-rolling (by Blickwede)			
1969	Rapid cooling & overaging (by Blickwede)			
1972		NSC (Kimitsu) NKK (Fukuyama)	Gas jet Water	Mild steel (CQ grade)
1975	Dual phase steel			High strength steels
1976		NKK (Fukuyama)	Water, Roll	
1979		NSC (Yawata)	Gas jet	
1980	New IF steel (Extra-low C steel)	KSC (Chiba)	A. gas jet	EDDQ mild & high strength steels
1981		SMC (Kashima) Novlipetsk Simmer	Gas jet Water Gas jet	
1982		NSC (Yawata) NSC (Nagoya) NSC (Hirohata) Kobe (Kakogawa) SSAB	Mist Mist Mist Roll Water	
1983		Inland Bethlehem	Water Water	
1984	Bake-hardenable (BH) steel	KSC (Mizushima) Rasselstein CSN	Roll A. gas jet Gas jet	EDDQ-BH steels
1985		Cockerill	Hot water	
1986		Usinor Hösch Posco Nisshin (Sakai)	Roll Roll Roll Roll	
1987		NKK (Fukuyama) ISCOR Sollac CSC	Roll Roll A. gas jet Roll	
1988		KSC (Chiba)	Roll	

* A. gas jet : Accelerated gas jet cooling

Table 2 Typical mechanical properties of dual-phase high-strength sheet steels

Grade	YS (kgf/mm ²)	TS (kgf/mm ²)	YR* (%)	El (%)
CHLY40	22	43	51	40
CHLY60	33	62	53	31
CHLY80	46	82	56	25
CHLY100	68	103	66	17

* YR = (YS/TS) × 100

下をもたす。YR が低いということは、強度は高いのにプレス成形時に低い応力で塑性変形が開始するので、成形しやすいことを意味する。 α' 相の分率を制御することにより、きわめて高い強度の

鋼板が製造しうることも DP 鋼の特徴である。Table 2 に引張強さ 40~100 kgf/mm² クラスの機械的性質の代表例を示す。DP 鋼のおもな用途は自動車のバンパー、ドアガードバーなど広範囲におよぶ。

3.2 低炭素絞り用鋼板 (C=0.02~0.05 wt.%)

自動車のホワイトボディを構成する部品などには鋼板の材料特性として絞り性が要求される。絞り性はおもに鋼板の結晶面方位に依存し、板面内に {111} 方位が集積するほど優れた絞り性が得られる。絞り性は r 値 (ランクフォード値) で評価され、DQ (絞り用, JIS で SPCD) で 1.7 程度、EDDQ (超深絞り用) で 2.0 以上を有する。

Fig. 3 に絞り用鋼板の製造原理を BA と CA で比較して示す。BA 法では低炭素 Al キルド鋼を素材として絞り用鋼板を製造して

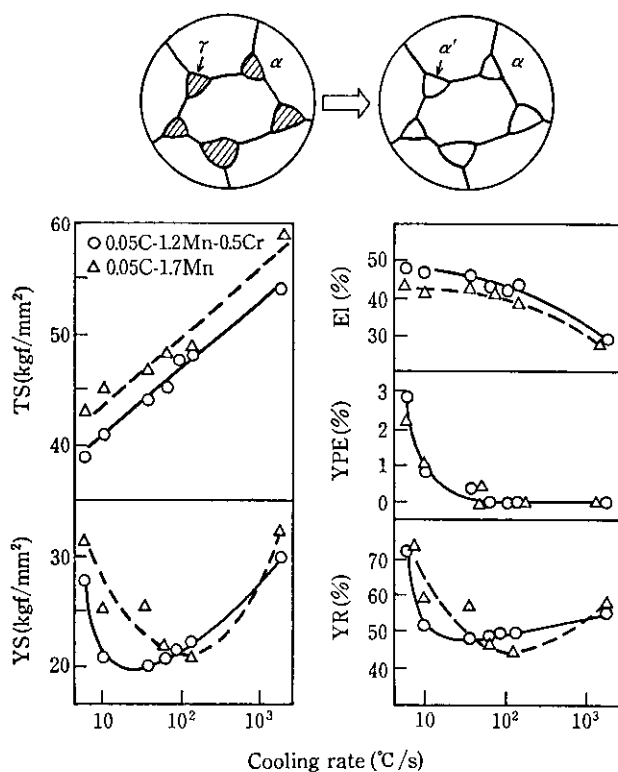


Fig. 2 Effect of cooling rate after intercritical annealing (soaking temp. 770°C) on mechanical properties of 0.05 wt.% C-1.7 wt.% Mn and 0.05 wt.% C-1.2 wt.% Mn-0.5 wt.% Cr steels

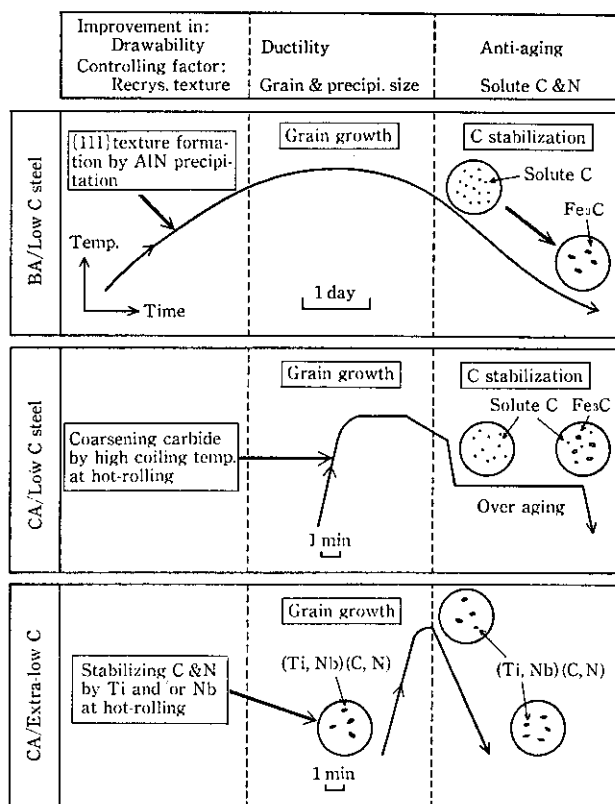


Fig. 3 Metallurgical principle of annealing processes using low C and extra-low C steels for drawing quality sheet steels

いる。Al キルド鋼を用いることにより、BA の加熱時に AlN を析出させ、その作用により絞り性に好ましい {111} 再結晶集合組織を発達させている。ところが、CA で急熱する場合には上述の AlN

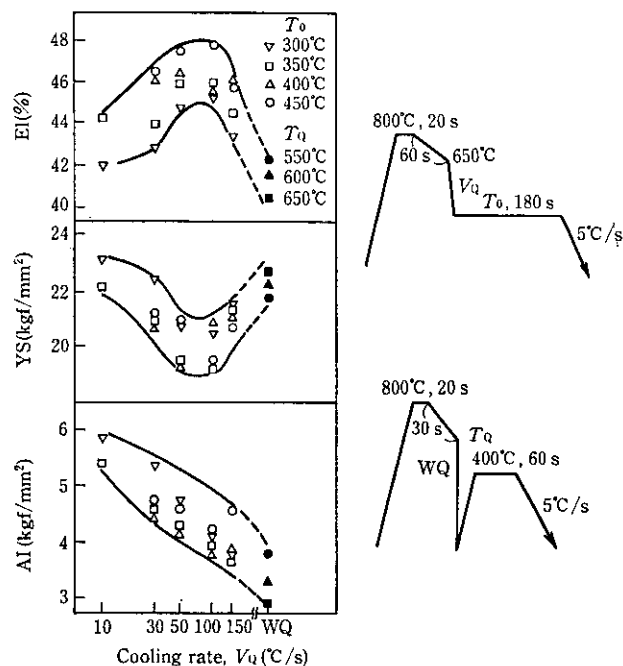


Fig. 4 Effect of cooling rate before over-aging on mechanical properties of 0.035 wt.% C-0.020 wt.% Al steel

の作用は使えない。低炭素鋼 Al キルド鋼を熱間圧延で高温巻取すると、急熱の CA で絞り性が向上することが知られている⁹⁾。この効果は高温巻取により C が粗大カーバイドとして析出し、再結晶時の固溶 C の悪影響が軽減するためと考えられている。

絞り用鋼板では絞り性のほかに耐時効性が重要である。焼鈍後の鋼板に固溶 C が大量に残存すると、室温において C が拡散して転位の固着現象を起こし、延性などの材料特性が劣化する。BA では Fig. 3 に示すように焼鈍の冷却時にほとんどの C が Fe₃C として固定される。ところが、CA では冷却が速いので固溶 C は残りやすい。そこで加熱-均熱時に存在する多量の固溶 C を、いったん中間温度 (約 400°C) まで急冷して過飽和状態とする。その後、引き続き中間温度に保持して C を Fe₃C として析出させると、焼鈍材の固溶 C を効率よく低減することができる。ただし、一般に CA 法では BA 材並みの固溶 C 量 (1 ppm 以下) を得ることは困難で、約 10 ppm の固溶 C は残留する。それでも 3 箇月程度の期間であれば時効劣化の心配はない。なお侵入型固溶原子として N もあるが、これは Al キルド鋼であれば AlN として固定されるので通常問題になることはない。

Fig. 4 に、0.035 wt.% C-0.02 wt.% Al 鋼 (熱延巻取温度: 700°C) の連続型焼鈍材の材料特性に及ぼす焼鈍冷却速度の影響を示す⁹⁾。均熱温度は、800°C、急冷開始温度 650°C までの徐冷速度は 2.5°C/s である。過時効温度 (中間保持温度) T₀ によらずに時効指数 AI (固溶 C 量の評価値、AI 4 kgf/mm² で固溶 C 約 10 ppm に相当) は冷却速度が増加すると単調に減少する。しかしながら、伸び (EI) で代表される延性は中間域の冷却速度で極大値を示す。冷却速度が速すぎると、Photo 1 に示すように炭化物が高密度に分散して延性を劣化させる。以上のことから、低炭素 Al キルド鋼で延性をも考慮して耐時効性を確保するためには、CAL において中間域の冷却速度で処理すればよい。この冷却速度を得るための冷却方法として、高速ガスジェット法、ロール冷却あるいはその組み合わせ法がよく使われている。また急冷前の徐冷も、過時効処理の効果を上げると同時に絞り性の向上に有効であり¹⁰⁾、重要な処理といえる。

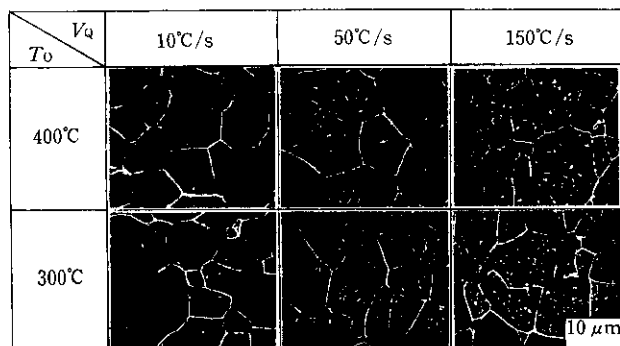


Photo 1 Scanning electron micrographs showing the effects of cooling rate and overaging temperature on carbide microstructures etched in nital

3.3 極低炭素軟鋼板

C 100 ppm (0.01 wt.%) 以下の極低炭素鋼にCを析出固定するに十分な量の炭化物形成元素 (Ti, Nb など) を添加した冷延鋼板は、優れた絞り性を示すことが知られている^{11,12)}。この種の鋼をIF鋼という。IF鋼では、Fig. 3に示すように熱延板の状態、Cは炭化物として存在する。この炭化物は800°C以上まで安定で分解しにくいので、再結晶温度 (約700°C) で、固溶C量はきわめて少なく、絞り性に好ましい{111}系再結晶集合組織を発達させることができる。また、焼鈍によって炭化物がほとんど分解しないことから、加熱-均熱後の冷却速度によらず非時効性が得られる。

Fig. 5にIF型極低炭素鋼により製造できる軟鋼板の範囲を低炭素鋼と比較して示す。低炭素鋼を用いる場合、CAではDQクラスが限界と考えられる。これに対して、IF型極低炭素鋼では製造条件の制御によりCQからEDDQの範囲をCAで製造しうる。

極低炭素鋼を用いる場合、最大の難点は製鋼コストが高くなることである。しかしながら、近年の製鋼技術の進歩はめざましく、C<30 ppmの鋼を経済的に製造することが可能になっている¹³⁾。とくに脱ガス処理技術で多くの改良がなされ、現在ではFig. 6に示すように、製造コストを上げる主因であるRH脱ガス装置の耐火レンガの消耗は激減している¹⁴⁾。

延性、絞り性等の材料特性を向上させるに、C量を低減することは有効である。しかし、Fig. 7に示すようにCを単に20 ppm程度

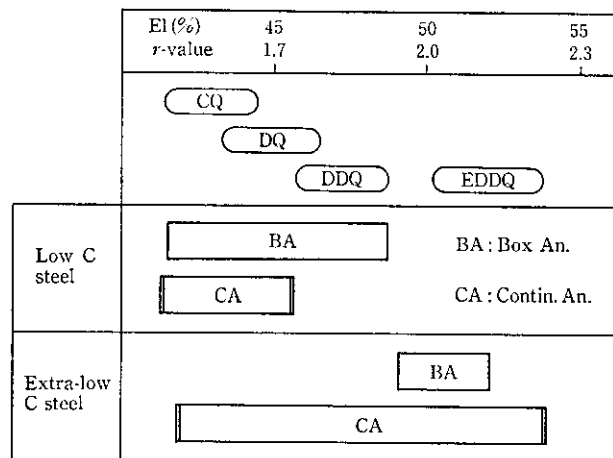


Fig. 5 Potential of extra-low C steels for manufacturing formable cold-rolled sheet steels with continuous annealing process

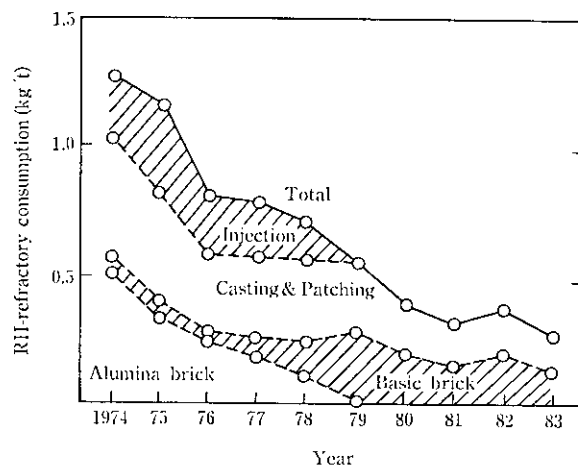


Fig. 6 Change of RH-refractory consumption at Chiba Works

まで低減しても、DDQ以上の特性を得ることは困難である (DDQの特性はFig. 5を参照)。したがって、C 20~30 ppmの極低炭素鋼でもDDQ以上まで製造するためには、Nb (Fig. 7) やTiなどの炭化物形成元素が必要である。ただし、C 20~30 ppmの鋼では必要

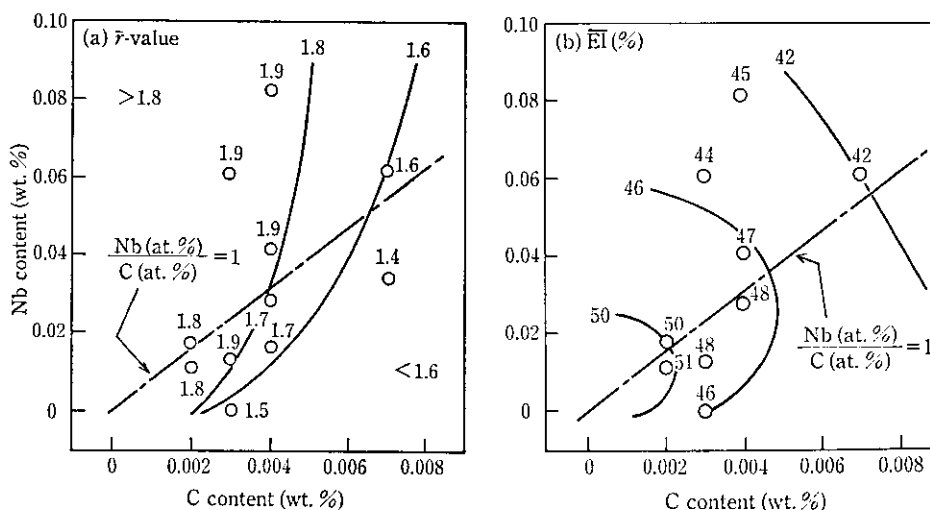


Fig. 7 Mechanical properties as functions of C and Nb contents

な Nb や Ti 量が C 量に対して化学量論的に等量近傍でよい。従来の IF 鋼 (C=50~100 ppm) では完全に当量以上添加していたので、Nb, Ti 添加の C 20~30 ppm 鋼は New IF 鋼と位置づけられる。

鋼中における Nb と Ti の炭化物形成能力は大差ない^{15,16)}。しかしながら、両元素は冷延鋼板の材料特性に異なる効果を有する。たとえば、Fig. 8 に r 値と El の面内異方性におよぼす炭化物形成元素の影響を示す。ここで面内異方性、 Δr , ΔEl は引張試験を鋼板の圧延方向、45°, および 90° の 3 方向について調査して求めたものである。面内異方性は小さい方が好ましいので Nb と Ti 添加は有効であり、とくに Nb は微量で効果を有する。これは Nb 添加によ

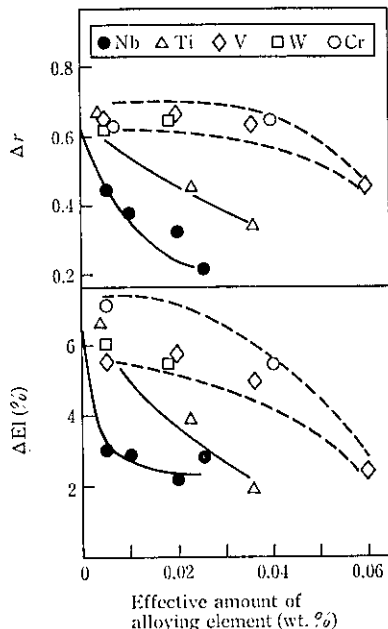


Fig. 8 Planar anisotropy of elongation and r -value in extra-low C (0.002 wt.% C) steels plotted against effective amount of carbide forming elements

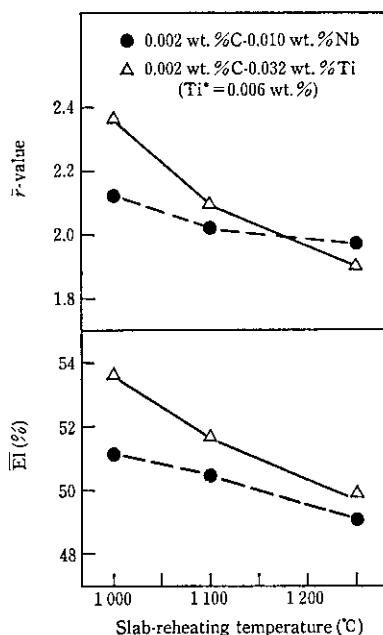


Fig. 9 Effect of reheating temperature before hot-rolling on mechanical properties of extra-low C cold-rolled sheet steels with Nb or Ti

る熱延板結晶粒の微細化効果などに起因する¹⁷⁾。

Fig. 9 は、20 ppm C 鋼に Nb あるいは Ti を添加した鋼板の材料特性におよぼす熱延加熱温度 (SRT) の影響を示す¹⁸⁾。実工程の通常の SRT は 1250°C である。Ti 添加鋼の El は SRT によらず Nb 添加鋼よりも高く、とくに低 SRT でその差は大きくなる。一方、 r 値は高 SRT で両者の差は小さいが、低 SRT ではやはり Ti 添加鋼で高い値を示す。以上の材料特性におよぼす添加元素および SRT の影響はおもに両鋼種の析出物の状態の差に起因する。Ti 添加鋼におけるおもな析出物は TiN, TiS, TiC である。Nb 添加鋼の場合は AlN, MnS, NbC である。このうち TiN, TiS はそれぞれ AlN, MnS よりも高温で析出するので粗大となる¹⁸⁾。また、一般に SRT が低いと析出物は粗大となりやすい。析出物が粗大になると焼鈍時の粒成長性が良くなるので、材料特性とくに延性 (El) が向上する。以上のことから Nb 添加鋼より Ti 添加鋼の方が延性に優れていることが理解される。

Ti, Nb とともに鋼中の炭素の析出固定を主目的として用いられるが、両者は材料特性の面内異方性や延性などに異なる効果を有する。したがって、両者の利点を生かすために Ti と Nb を適量複合添加することが有効である^{19,20)}。

3.4 極低炭素高強度鋼板

自動車のパネル等、プレス成形用途で高強度鋼板を用いるためには優れた絞り性が要求される。この用途に対して、極低炭素鋼に P, Mn 等の固溶強化元素を添加することにより、深絞り用高強度鋼板が開発された²¹⁾。ただし、引張強度を上げると通常は降伏強度も上昇するので、自動車のアウターパネルでは面ひずみ等の問題が起こる。そこで考えられたのが、焼付硬化型 (以降 BH と略す) の高強度鋼板である。BH 鋼板では耐時効性が確保される範囲で微量の固溶 C を残存させ、プレス成形により導入された転位を焼付塗装時の熱処理 (約 170°C) で安定化して降伏強度を上げる。したがって、BH 鋼板はプレス成形時には軟らかく、塗装後の完成部品では強度が高くなる。

前述したように固溶 C は微量でも再結晶時に存在すると {111} 再結晶集合組織の発達に悪影響をおよぼす。したがって、BH 性と超深絞り性を両立させることは困難であった。

極低炭素鋼を用いた CA 法による BH 型超深絞り用鋼板の製造原理を Fig. 10 に示す。まず、C は再結晶温度近傍までは安定な炭化物としておく。これにより強い {111} 再結晶集合組織が得られる。このあと、さらに加熱すると炭化物が溶解し固溶 C となる。この時点では鋼板の結晶粒は結晶方位がほぼ確定した粒成長期であるので、このときの固溶 C の集合組織への悪影響は無視できる。炭化物の溶解後、冷却時には再結合しないように急冷することにより、微量の固溶 C を鋼板に残留させることができる。

この原理によれば、炭化物形成元素としての必要条件是鋼板の再結晶温度以上で溶解しうるものであればよい。工業的には Ti と Nb が有望である。しかしながら、Ti は Nb と異なり、S や N とともに結合しやすいので、C 量に対して適正な添加量を実工程において制御することは困難である。実生産においては Nb を用いている。Nb 添加極低炭素鋼において、まず製鋼段階で Nb/C (原子比) 約 1.0 の鋼を溶製する。Nb/C < 0.5 では、固溶 C が再結晶時に存在しやすくなる。また、Nb/C > 1.5 では、NbC の分解が高温に移行して Ac₃ 変態点 (約 900°C) 近傍になる²²⁾。Ac₃ 以上になると {111} 再結晶集合組織が激減し絞り性が劣化する。したがって、BH 型超深絞り用鋼板の製造には、Nb/C の厳密な管理が必要であり、最新の製鋼技術の寄与が大きい。

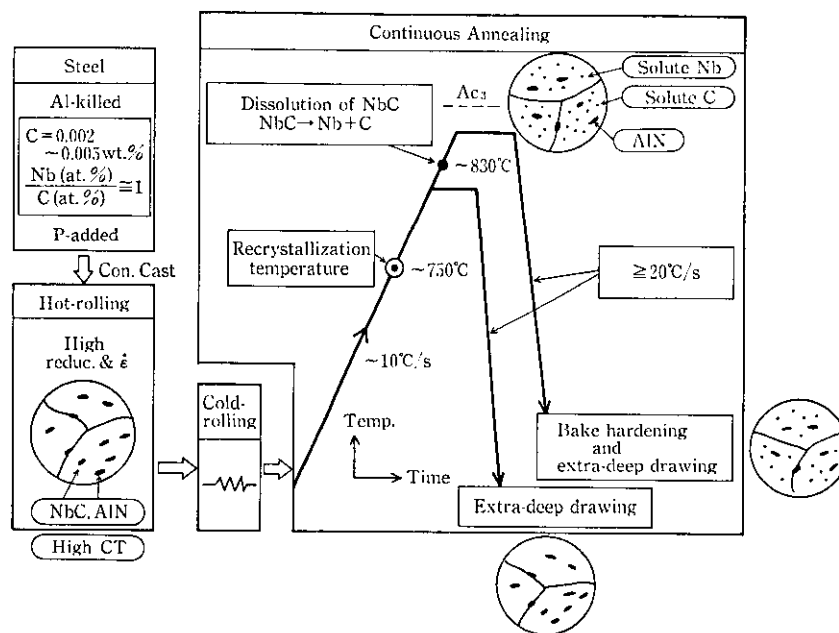


Fig. 10 Processing principle of bake-hardenable and extra-deep drawing sheet steel

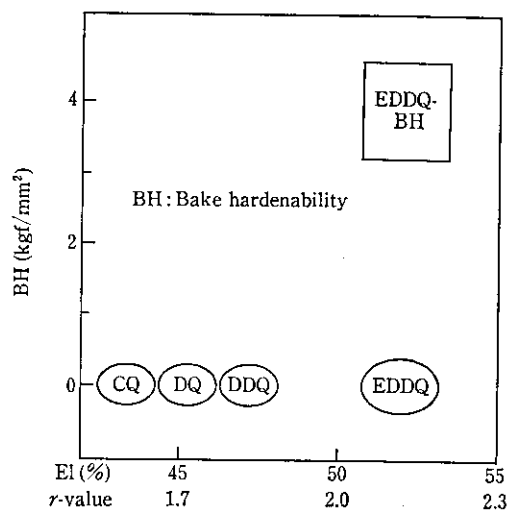


Fig. 11 Situation of bake-hardenable and extra-deep drawing sheet steel (EDDQ-BH) compared with conventional mild sheet steels

また、NbCの分解には850°Cの高温処理が要求される。自動車用鋼板は板厚が0.7mm前後と薄く、かつ1.5m程度の広幅サイズが多いので、このような高温処理ではCAL内で熱によるしわ（ヒートバックル）が発生しやすい。この問題を解決するために、炉内ロールの形状最適化²³⁾、炉内張力の制御方法²⁴⁾など多くの新技術が開発された。

Nb添加極低炭素鋼によるBH型超深絞り用軟鋼板の位置づけを非BH型軟鋼板と比較してFig. 11に示す。開発鋼板は材料特性としてEDDQであり、かつBH性を有しているため、加工が厳しくかつ、板厚低減により耐デント（へこみ）性が要求される自動車のアウターパネルなどに多く使用されている。

4 今後の動向

4.1 連続焼鈍技術

冷延鋼板に対する形状、均質性、表面性状、材料特性などへの要求はますます厳しいものになっている。CA法はこれらの要求に応えるものとしてBA法より優れており、今後もCA化率の増加は確実と考えられる。今後は冷間圧延などの前後工程とのさらなる連続化に発展しよう。一方、CAL内での加熱・冷却の応答性がさらに向上すると、鋼成分や熱延条件の変動による鋼板特性の変化を十分補正しうることも期待される。この場合、オンラインの材質測定や表面検査技術の充実が重要と考えられる。

一方、冷延鋼板も少品種大量生産から多品種少量生産の時代を迎えようとしている。特徴のある高付加価値製品を多く製造するために、CA前後処理技術の開発等が今後の課題である。

4.2 材料開発

自動車用など深絞り用鋼板を製造するためには、低炭素鋼では限界があり、今後は極低炭素鋼の重要性が増すものと考えられる。近年の製鋼技術の進歩により、極低炭素鋼の製造コストが大幅に低下してきていることもCA材の極低炭素化に拍車をかけよう。また低炭素鋼では必須のCA内過時効処理が極低炭素鋼では不要となるので、極低炭素鋼を主に用いるCALでは設備の大幅なコンパクト化が可能である。

材料開発においてCAの最大の利点はその熱処理条件の自由度の大きさにある。今後も加熱条件および冷却条件の制御により、BA法では製造しえない新鋼種の開発が期待される。とくに超高強度鋼板や超高延性鋼板などへの応用が進むだろう。一方、最近急増している自動車用表面処理鋼板のうち、インライン焼鈍方式で製造される連続溶融亜鉛めっき鋼板に関して、CA材の製造原理はほぼそのまま適用することができる。したがって、連続焼鈍技術およびこれによって開発された種々の新鋼板は、新たに表面処理鋼板としても発展するだろう。

5 結 言

冷延鋼板の連続焼鈍技術について、おもに金属学的見地よりその歴史とそれによる材料開発を解説した。

- (1) 1936年 Hague らにより提案された冷延鋼板の連続焼鈍法は1970年代に日本で実現した。現在稼働中の連続焼鈍ラインは

世界で30余におよび、生産性、製品品質の優位性により今後さらに普及していくと考えられる。

- (2) 連続焼鈍の急速冷却能力などをいかして、複合組織高強度鋼板や焼付硬化型超深絞り用鋼板が開発された。
- (3) 自動車用深絞り用鋼板については、広範囲のグレードを過時効処理不要な熱処理で製造可能という理由で、低炭素鋼よりも極低炭素鋼が有利である。

参 考 文 献

- 1) F. Yanagishima, Y. Nakazato, H. Shimoyama, H. Sunami, Y. Ida, T. Haga, and T. Irie: *Iron and Steel Engineer*, **60** (1983), 36
- 2) F. T. Hague and P. H. Brace: *ibid.*, **13** (1936), 47
- 3) D. J. Blickwede: "Flat Rolled Products", (1959), 91, [AIME]
- 4) D. J. Blickwede: *Metal Progress*, **95** (1969) 4, 87-92
- 5) 橋本 修, 佐藤 進, 田中智夫: 鉄と鋼, **67** (1981), 1962
- 6) T. Irie, S. Satoh, A. Yasuda, and O. Hashimoto: Metallurgy of Continuous-Annealed Sheet Steel, Proceedings of the TMS-AIME symposium, Dallas (USA), (1983), 151
- 7) T. Tanaka, M. Nishida, K. Hashiguchi, and T. Kato: "Structure and Properties of Dual-Phase Steels", Proceedings of AIME Annual Meeting in New Orleans (USA), (1979), 221
- 8) K. Matsudo, T. Shimomura, and O. Nozoe: *Texture of Cryst. Solids*, **3** (1978), 53
- 9) T. Obara, K. Sakata, and T. Irie: "Metallurgy of Continuous-Annealed Sheet Steel", Proceedings of the TMS-AIME symposium, Dallas (USA), Feb. (1982), 99
- 10) 橋本 修, 坂田 敬: 鉄と鋼, **70** (1984) 15, 1954
- 11) 福田宣雄, 清水峯男: 塑性と加工, **13** (1972), 841
- 12) R. E. Hook, A. J. Heckler, and J. A. Elias: *Metall. Trans.*, **6A** (1975), 1683
- 13) 雀部 実: 第90回西山記念技術講座「鋼中不純物元素の低減とその効果」, (1983)21, 日本鉄鋼協会
- 14) 森本忠志, 針田 彬, 今飯田泰夫, 内村良治, 熊谷正人: 耐火物, **35** (1983), 59
- 15) R. P. Smith: *Trans. Met. Soc. AIME*, **236** (1966), 220
- 16) 盛 利貞, 時実正治, 鳥谷 徹: 鉄と鋼, **50** (1964), 2004
- 17) S. Satoh, T. Obara, M. Nishida, and T. Irie: *Trans. ISIJ*, **24** (1984), 838
- 18) 佐藤 進, 小原隆史, 高崎順介, 安田 颯, 西田 稔: 川崎製鉄技報, **16** (1984) 4, 273
- 19) 山田正人, 徳永良邦: 鉄と鋼, **71** (1985) S640
- 20) 坂田 敬, 橋口耕一, 橋本 修, 岡野 忍: 鉄と鋼, **71** (1985), S1363
- 21) N. Ohashi, T. Irie, S. Satoh, O. Hashimoto, and I. Takahashi: SAE paper, 810027, Detroit (USA), (1981)
- 22) 佐藤 進, 入江敏夫, 橋本 修: 鉄と鋼, **68** (1982) 9, 1362
- 23) T. Sasaki, T. Hira, H. Abe, F. Yanagishima, Y. Shimoyama, and K. Tahara: *Kawasaki Steel Tech. Report*, No. 9 (1984), 36
- 24) 高崎順介, 入江敏夫, 芳賀雄彦, 柳島章也, 駒村宏一: 鉄と鋼, **68** (1982), 1276