深 絞 り 用 冷 延 鋼 板

清 水 峯 男*

1. は じ め に

わが国の粗鋼生産量はここ数年間年産1億トン程度にとどまっているが、普通鋼の鋼材歩留りは90%近く、世界最高を誇っている。普通鋼材のうち冷延鋼板として出荷されるものは15%にも達し、品質、コスト、新製品新技術開発などの面で製造者間の競争が非常にはげしい品種である。冷延鋼板の用途は、自動車、電気機器、台所用品、建材、家具、容器など広範にわたっているが、ほとんどすべてプレス加工によって所定の形状に成形されるので、破断せずにプレス加工できることがまず必要で、加工性のうち絞り性と張出し性が特に重要である。また加工時にベコ、たるみ、スプリング・バックなどの形状欠陥を発生してはならず、いわゆる形状凍結能がすぐれていなければならない。さらに材料に降伏点現象が存在することによって生ずるストレッチャー・ストレーンとか、粗大結晶粒に基づく肌荒れなどの表面欠陥を発生してはならない。

従来はプレス加工性を最重点に考え、引張強さが274 MPa (28 kgf/mm²) 級の比較的軟い材料が用いられてきたが、特に自動車の軽量化などの要求から、高強度でしかもプレス加工性のすぐれた材料が必要になってきた。加工性や強度特性のほか、耐食性、塗装性、めっき性、溶接性、耐疲労性などももちろん重要である。今後一段ときびしい低コスト化の要請のもとで、これら品質面材質面の諸要求をみたさねばならず、冷延鋼板製造分野の技術者研究者にとって、困難も多いが非常にやり甲斐のある魅力的なテーマであり、活発な研究が行われている。

2. 製造条件とプレス成形性

(1) 深絞り性 (r 値)

引張試験における幅ひずみと板厚ひずみの比で求めら

れる r 値が深絞り性の適切な判定尺度であり、 r 値を高めるには板面に平行に {111} 面を強く発達させればよいことはすでによく知られている。従来から深絞り用ないしは超深絞り用として Al キルド鋼板が用いられてきた。Al キルド低炭素鋼では熱延時に低温巻取りを行って Al と N を過飽和に固溶させておき、冷延後の焼鈍加熱過程で徐熱し、再結晶に先立って AlN あるいは析出前段階の Al-N クラスタとして析出させれば、この極微細析出物が回復と再結晶核の発生成長に方位依存性を与え、{100} 面の発生を強く抑制し、{111} 面を発達させ、 r 値を高めるといわれている⁽¹⁾⁽²⁾。Al 量は 0.03~0.05% が適正で、 r 値 1.7~1.8 が安定して得られるようになった。

一方、リムド低炭素鋼では r 値 1.3 程度であるが、これをオープンコイル焼鈍方式で脱炭処理を行って粒成長をはかれば、粒成長効果で {111} 再結晶集合組織が強く発達し⁽³⁾、Al キルド鋼に匹敵する高 r 値の製品が得られるようになった⁽⁴⁾。

1960 年頃から薄鋼板の r 値と結晶方位との関係、製造プロセスにおける諸条件と集合組織との関係などについて精力的な研究が行われ、多くのめざましい成果が得られた。Al キルド鋼における AlN と同様な効果をもつ他の析出物、あるいは添加元素の探究についてもしゅじゅの研究がなされた。低炭素鋼に P, Cu をそれぞれ単独に、あるいは P と Cu を複合添加すれば {111} 再結晶集合組織を強く発達させることが報告された^{(5)~(7)}。さらに Ti⁽⁸⁾⁽⁹⁾ や Nb⁽¹⁰⁾ を添加した極低炭素鋼 (C 量 0.005% 程度) を用いれば、 r で 2.0 以上の超深絞り性をもつ冷延鋼板を製造しうることが報告され、これが多くの研究者の注目を集め、再結晶集合組織形成における Ti あるいは Nb 添加の役割について詳細な検討が行われた。適正な Ti あるいは Nb の添加により鋼中の C および N 原子が安定化されるので、これらの鋼は Interstitial-Free 鋼とも呼ばれ、焼鈍のままでも降伏点現象を示さず、また非時効性である。

その他、Ta⁽¹¹⁾, Zr, W などの添加も高 r 値を得るの

* 九州大学教授；工学部冶金学科
Deep-drawing Quality Cold Rolled Steel Sheets : Mineo Shimizu (Faculty of Eng., Kyushu Univ., Fukuoka)
1982年10月18日受理

に有効で、また低炭素鋼には通常 S に基づく熱間脆性防止のため 0.25% 以上の Mn が添加されるが、Mn 量を 0.05~0.10% 程度に低減すれば Al キルド鋼と同程度の r 値が得られる⁽¹²⁾。

BCC 金属である低炭素鋼には冷延によって {100}, {112}, {111} などを主成分とする冷延集合組織が形成されるが、これを徐熱しながら温度を上げてゆくと、{111}, {100} および {110} 軸密度は図 1 のような変化を示す。すなわち普通のリムド鋼では図 (a) に示すように、再結晶開始とともに {111} がいったん減少し、これに対応して {110} が増加するのに対し、Al キルド鋼、P あるいは Ti 添加鋼では図 (b) に示すように、{110} の増加はまったくなく、{111} が再結晶開始とともに連続的に上昇し、しかも {100} の減少量がリムド鋼の場合よりも大きい。

{111} 再結晶集合組織を発達させる添加元素あるいは析出物の効果の機構についていろいろな考え方が提案されている。Al キルド鋼や Cu 添加鋼では結晶組織は伸展粒 (パンケーキ型) で粒径がやや大きい、P, Ti あるいは Nb を添加した鋼は等軸粒かまたはそれに近くかつ

細粒である。さらに、Ti や Nb を添加した鋼では冷延前の熱延板中にそれらの炭窒化物が析出している。Cu 添加鋼でも熱延板を 923 K (650°C) 程度で長時間時効処理して Cu 析出物を析出させておけばいっそう {111} が発達する。これらの前析出型に対し Al キルド鋼では冷延後の焼鈍加熱過程で析出する AlN が有効であり、後析出型である。しかし Al キルド鋼でも後述するように連続焼鈍サイクル (急熱) を適用する場合には、熱延時高温巻取りを行って AlN を予め析出しておかないと高 r 値が得られない。

いまここでは箱焼鈍材に限って考えてみると、析出の時期は冷延前の熱延板中であろうと冷延後の焼鈍加熱中であろうと、極微細な析出物を存在せしめれば同じように有効であるという考え方がある⁽¹³⁾。これに対し Ti, Nb, あるいは Ta を添加した鋼では C, N 原子がすべて安定化され、これが冷延方位や冷延粒のセル構造にミクロ的な変化を与え、かつ固溶 C, N がいない状態で再結晶させるのが有効であるというフェライト純化説が提案されている⁽¹¹⁾⁽¹⁴⁾⁽¹⁵⁾。すなわち析出物が直接再結晶集合組織形成に影響するのか、あるいは純化されたフェライトが冷延され焼鈍されると高 r 値に好ましい再結晶集合組織が形成されるのか、大きくわければ 2 つの考え方があるが、後者の説が大勢を占めているように思われる。なお Matsuo ら⁽¹⁶⁾は熱延板が粗粒であるほど冷延後の焼鈍で {110} 成分が多くなることを示しており、これは図 1 (a) の {110} の変化に対応していると考えられる。したがって Al キルド鋼や Ti など添加した鋼では熱延板組織が細粒になり、このため {111} 再結晶集合組織がいっそう強く発達するという補助的効果が存在するように思われる。また Nb 添加鋼では、C, N 原子の安定化に必要な量以上に Nb を添加すれば、固溶 Nb の作用で熱延板中に {112}<110> を主成分とする <110> 繊維組織が発達し、このため {111} 再結晶集合組織が強く発達するという考え方もある⁽¹⁷⁾。

高 r 値に好ましい再結晶集合組織を発達させる機構として、どちらの効果が支配的かを考える場合に留意すべきいくつかの点がある。Cu 添加鋼では熱延板を時効処理して ϵ -Cu を析出させておけば、時効処理しないものに比べ高 r 値が得られるが⁽²²⁾、この場合にはフェライト純化効果とはいえない。なお同一 Cu 量を添加した 0.05%C 鋼と 0.005%C 鋼とでは後者の r 値が低いが、この理由もまだよくわかっていない。0.05~0.10% 程度の Mn を添加した低炭素鋼で得られる高 r 値も固溶 C, N 安定化効果から説明できず、むしろ MnS 析出物の作用と考えたほうが妥当のように思われる。集合組織についても細かくみれば、Al キルド鋼ではいわゆるピーク速度で昇温すると {111}<110> タイプ⁽¹⁸⁾⁽¹⁹⁾であ

図1 各種鋼の集合組織に及ぼす焼鈍温度の影響 (冷延率 65~70%)。

図2 Cu 添加低C鋼の(200)極点図(0.052% C-0.58% Cu, 69% 冷延, 0.0028 K/s (10°C/h) で 973 K (700°C) に加熱し 14.4 ks (4 h) 焼鈍). (a) 時効処理なし, (b) 冷延前に 923 K (650°C) で 38.4 ks (640 min) 時効.

るのに対し, Ti あるいは Nb 添加鋼では $\{554\} \langle 225 \rangle$ タイプで⁽²⁰⁾⁽²¹⁾, これは $\{111\} \langle 112 \rangle$ に近い. また Cu 添加鋼では図2に示すように冷延前に時効処理したものは $\{111\} \langle 110 \rangle$ タイプであるが, 時効処理しないものは $\{554\} \langle 225 \rangle$ タイプとなる⁽²²⁾. P 添加鋼は Al キルド鋼と同様に r 値の焼鈍加熱速度依存性が大きく⁽⁴⁾, 一応析出型と考えられるが $\{554\} \langle 225 \rangle$ タイプである. そのほか Al キルド鋼やリムド鋼では冷延率 60~70% で r 値が極大を示すのに対し, Ti 添加鋼では冷延率 80~90% で r 値の極大が得られ, かつ Ti 添加鋼の r 値は焼鈍加熱速度依存性をほとんど示さないことなどが認められている⁽¹³⁾.

逆に r 値を劣化せしめる添加元素も認められている. Cr⁽²³⁾, V⁽²⁴⁾⁽²⁵⁾, B などの添加は再結晶方位をランダムにする傾向があり, これらの元素を添加した鋼では鋼中 C 量を 0.005% 程度に低減すれば r 値が改善される. また Ti-P, Al-B, Ti-B などの複合添加鋼も箱焼鈍材では r 値が著しく低下する⁽¹³⁾. これらの鋼では C, N 原子を安定化しても高 r 値が得られず, 析出物のサイズの影響を無視することはできないであろう.

以上述べたように, 同じ高 r 値が得られる場合にも, 添加元素によって熱延~冷延~焼鈍の各因子の影響が異なり, 得られる集合組織にも差を生じている. 析出物説およびフェライト純化説のどちらか一方のみが支配的であるとするには実験結果に矛盾があるように思われ, 今後さらに実験的理論的研究が必要であろう. なお, 一応フェライト純化説が支配的と考えられる Ti 添加鋼, Nb 添加鋼あるいは Ta 添加鋼でも, 高 r 値を示した条件では 10~50 nm 程度の炭窒化物が観察され⁽¹³⁾⁽²⁶⁾⁽²⁷⁾, 微細析出物が集合組織形成になんらかの影響を及ぼしていることが示唆される. 析出物効果と考えられる Cu 添加

鋼でも冷延前に時効処理して 20 nm 程度の ϵ -Cu が析出したときもっとも高い r 値が得られている[†].

(2) 張出し性と時効性

張出し性は加工硬化指数 n 値や破断伸びの大きいほど良好であることはよく知られているが, 鋼中の不純物(特に P, S)や介在物を減少し, また結晶粒を適度に成長させることが有効である. 一般に冷延鋼板は形状矯正, 表面粗度調整, 降伏現象除去などを目的として, 0.5~2.0% 程度の調質圧延を施こして出荷されるので, 時効性のある材料では日時経過とともに張出し性が劣化する. 箱焼鈍材では焼鈍温度から徐冷されるので鋼中の C はセメントライトとして安定化されるが, N は析出しにくいので時効劣化を防止するには鋼中 N 量を 8 ppm 以下⁽⁴⁾にするか, または N 安定化元素を添加する必要がある. r 値は結晶方位によってばばきまり, 常温で集合組織が変化することはないのでもちろん時効変化を生じない.

オープンコイル焼鈍法の適用により, 鋼中の C 量を 0.01% 以下, N 量を 0.001% 以下に容易に低減することが可能となり, また結晶粒の成長が得られるので, 通常のリムド系低炭素鋼を素材とし, Al キルド鋼と同等の r 値と非時効性をもち, かつ 50% 以上の破断伸びをもつ張出し性のきわめてすぐれた冷延鋼板が製造されるようになった. しかし結晶粒が大きく, プレス時に肌荒れを生じやすく, また引張強さが低いのでたとえばカップ絞りなどで側壁破断を起こしやすい欠点がある.

適正な Ti や Nb を添加した超深絞り用鋼板は非時効性で, また焼鈍のままでも降伏現象を示さないから形状矯正のために最少限の調質圧延を施こせばよく, 張出し

† 日本鉄鋼協会九州支部, 日本金属学会九州支部第 48 回同学術講演会で発表⁽⁶³⁾, 論文投稿準備中.

性も相当すぐれている。 r 値を高めるため単に Mn を低くしたり、あるいは Cu を添加したりリムド系低炭素鋼はひずみ時効による張出し性の劣化をまぬがれない。

時効性を防止あるいは軽減するため特に低 N 鋼を溶製し、または V, Cr, B などを添加する試みもなされた。プレス形状性を重視し、絞り性や張出し性をそれほど必要としない用途には、時効後にも降伏強さの低いことが必要で、V を添加した遅時効性ないしは非時効性低降伏点鋼板がある期間使用されたことがある⁽²⁸⁾。

一般用ないしは浅絞り用として従来はリムド低炭素鋼が使用され、しかも表面性状がキルド鋼より良好であるという特徴が好まれ、冷延鋼板生産量の大部分を占めていたが、連続鋳造の普及発展とともに Al キルドされた連铸材に次第に置きかわり、また材質的にもコスト的にもリムド鋼相当の特性をもつ連铸材による冷延鋼板が開発されており⁽²⁹⁾、鋼塊法によって作られる冷延鋼板は姿を消しつつある。

3. 連続焼鈍プロセスの適用

冷延鋼板の製造プロセスのうち焼鈍作業のみが連続化から取り残されていた。第 1 の問題点は急熱されるので再結晶核が多発してランダム方位の細粒組織になりやすく、したがって r 値が低いことである。これに対してはリムド鋼あるいは Al キルド鋼を熱延時に比較的高温で巻き取れば {111} 再結晶集合組織を発達させることができ、箱焼鈍材と同等またはそれ以上の高 r 値をもつ材料を製造できるようになった^{(30)~(33)}。戸田ら⁽³¹⁾は有効 Mn 量を示すパラメータ K 値を 0~0.15% に制御し、かつ高温巻取りである適切な分布とサイズをもつ MnS を析出させることにより {111} 成分の多い再結晶集合組織が得られるとしている。これに対し久保寺ら⁽³²⁾あるいは松藤ら⁽³³⁾は、高温巻取りでセメントタイトを塊状にしておけば冷延後の急熱焼鈍ではこのセメントタイトが溶解しにくく、固溶 C の少ない状態で再結晶が起き、これが {111} の発達を促進し {100} の発生を抑制するとしている。

連続焼鈍で超深絞り用を得るには、やはり Ti あるいは Nb を添加した極低炭素鋼を用いればよく、箱焼鈍材とまったく同様な高 r 値が得られる。福田ら⁽³⁴⁾は 0.005%C-0.10%Ti 鋼に急熱短時間焼鈍サイクルを適用し、8.3~16.7 K/s (500~1000°C/min) の範囲で r 値には昇温速度依存性がみられず(図 3 参照)、かつ高温(たとえば 1073 K (800°C))で処理すれば箱焼鈍材よりはるかにすぐれた高 r 値の得られることを示した。Ti や Nb の添加は当然コスト高をもたらすが、最近の報告によると Ti/(C+N) として 2~3⁽³⁵⁾⁽³⁶⁾、あるいは Nb/C として 0.5~1.0⁽³⁷⁾程度の添加量で所要の r 値をもつ材

図 3 Ti 添加極低 C 鋼の r 値と集合組織に及ぼす焼鈍加熱速度の影響 (0.005%C-0.124%Ti, 70% 冷延, 1073 K (800°C) で 300 s (5 min) 焼鈍)。

料を製造しようという。添加量を切りつめた場合には熱延時高温巻取りを行って炭窒化物として析出させておいたほうが好結果が得られる⁽³⁷⁾。

福田ら⁽³⁴⁾は Ti 添加鋼では熱延板中にすでに TiC が極微細に析出しており、したがって焼鈍時の徐熱によって析出させる必要がないので、急熱を行ってもこの析出物が再結晶集合組織形成に影響し、{111} 面を強く発達させようとしている。これに対し高橋ら⁽³⁵⁾⁽³⁶⁾は鋼中の C, N 量を安定化するに必要な化学量論的な Ti 量を添加しておけば、再結晶を妨げたり粒成長を抑制するような析出物や不純物がなくなるので高 r 値の集合組織を発達させようというスカベンジング効果を提唱している。

連続焼鈍では箱焼鈍の場合より高温で焼鈍しうることが特徴である。箱焼鈍ではコイル層間の焼付きを防止するため通常 983 K (710°C) 以下に制限される。焼鈍温度の上昇で粒成長効果による r 値上昇が期待しうるので均熱時間の短いことはなんらの不利も生じない。なお焼鈍温度上昇による {111} 成分の増大について、橋本ら⁽³⁸⁾は単なる粒成長効果ではなく $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態挙動の面から説明している。

第 2 の問題点は、焼鈍温度からの急冷に基づく焼入れ時効硬化であるが、焼鈍温度からガス冷却し、873 K (600°C) 程度に達したとき水中に焼入れ、引続き 623 K (350°C) 程度に数分間再加熱するか⁽³⁹⁾、あるいは焼鈍温度からジェットガスで 5~30 K/s 程度で冷却し、623 K (350°C) に達したときその温度に数分間保持し⁽³¹⁾、いわゆる過時効処理を行って炭化物を十分に析出せしめることで解決された。水冷方式のほうが過飽和固溶 C が多く、過時効処理で炭化物の析出は多くなり時効性が減少するが、ジェットガス冷却方式に比べ析出物が微細となり硬質である。

以上のように連続焼鈍サイクル適用上の問題点がすべて解決され、一般用から超深絞り用まですべての品種の冷延鋼板を 600 s (10 min) 以内の短時間サイクルで連続ラインで処理することが可能となり、生産性向上と低コスト化に大きな役割を果たした。なお、連続焼鈍ラインを適用すれば次に述べる高強度冷延鋼板を製造するのにもきわめて有利になる。

4. 高強度冷延鋼板の開発

自動車の軽量化その他の要請にこたえるためプレス成形性のすぐれた高強度薄鋼板の開発が必要になった。材料を強化する方法としては、析出物強化、固溶体強化、細粒化による強化、加工硬化、時効硬化、複合組織化による強化(変態強化)などがあるが、一般に強度上昇とともに必然的に延性(張出し性)が低下する。図4にしゅじゅの強化法を適用した場合の強度(引張強さ)～延性(破断伸び)バランスのおおよその傾向を示すが、これらのうち置換型固溶体強化法とフェライトとマルテンサイトの複合組織化による強化法の2つが強度～延性バランスにすぐれている。なお細粒化による方法は良好な延性を保ちつつ降伏点を上昇しうが引張強さの上昇は少ない。

図4 各種鋼の強度～延性バランス。

置換型固溶体強化を利用する場合、Si, Mn, P が非常に有効な元素である。しかし Si 添加鋼では箱焼鈍時にテンパーカラーを生じたり、めっき性や塗装性を悪くすることがあり、また Mn を多量に添加すると r 値を劣化せしめるので添加元素の選択には注意が必要である。現在は主として 0.1% 以下の P を添加した鋼 (Rephosphorized 鋼) が用いられている。低炭素鋼に P を添加した Al キルド鋼を箱焼鈍したもの⁽⁴⁰⁾⁽⁴¹⁾、あるいは連続焼鈍したもの⁽⁴²⁾がいろいろ報告されているが、破断伸び 40%, r 1.7, 引張強さ 343～392 MPa (35～40 kgf/mm²) 級が得られている。この場合 r 値を高める効果は P によるとするもの、あるいは通常の Al キルド低炭素鋼の場合と同様で AlN によるとするものの 2 つに意見が分れている。P は脆化元素であり、特に塑性加工を受けた後に脆性破壊(2次加工割れ)を起こしやすく、0.07% 程度の添加にとどめるのが望ましいが、微量の B (0.002% 程度) 添加が 2 次加工割れ防止にきわめて有効である⁽⁴³⁾。P 添加鋼はすでに自動車のドア材などに実用され好成績をおさめている。

超深絞り用として r 値 2.0 以上の材料も作られている。Ti (あるいは Nb) 添加極低 C 鋼をベースとし、これに P, Si, あるいは Mn を添加すればよく、高橋ら⁽⁴³⁾は 0.005%C-0.064%Ti-0.065%P 鋼を 1048 K (775°C), 60 s (1 min) 間の短時間焼鈍で処理し、 r 2.09, 降伏点 200.9 MPa (20.5 kgf/mm²), 引張強さ 392.98 MPa (40.1 kgf/mm²), 破断伸び 40% を得ている。Ti-P を複合添加した鋼を箱焼鈍すると r 値が劣化するが⁽⁴³⁾、このように連続焼鈍すれば高 r 値の得られることは注目すべきで、スカベンジング効果説⁽³⁶⁾から説明できるように思われる。固溶強化型を利用するこれらの鋼の引張強さは 343～441 MPa (35～45 kgf/mm²) 級であり、これ以上の強度を必要とするときは別の製造法によらねばならない。

以上の固溶強化型に対比して注目されている材料はフェライトとマルテンサイトの複合組織鋼である。松岡⁽⁴⁴⁾は Mn 2.0% 以上の低炭素鋼を冷延後 $\alpha+\gamma$ 域で箱焼鈍すると一部マルテンサイト相が形成され、降伏点伸びを生じないことを見出し、高 Mn 鋼を用いれば加工性の良好な高強度冷延鋼板を製造しうること示唆した。一方、Hayami ら⁽⁴⁵⁾⁽⁴⁶⁾は Si-Mn 系、あるいは Si-Mn-Cr 系の鋼をベースとし、Dual Phase Steel の名のもとに、冷延後 $\alpha+\gamma$ 域に加熱急冷して得た 2 相複合組織鋼板がすぐれた強度～延性バランスをもつことを初めて報告した。

低炭素鋼を $\alpha+\gamma$ 域に加熱するとフェライト中の C, N はオーステナイト中に濃縮しフェライトは純化される。これを急冷するとオーステナイトはマルテンサイトに変態し、軟いフェライトと硬いマルテンサイトからなる複合組織鋼がえられる。この純化された微細なフェライト相の存在により高い延性が得られ、強度はマルテンサイト相の体積率にほぼ正比例する⁽⁴⁷⁾⁽⁴⁸⁾。

複合組織を得るためには化学成分と冷却速度の組合わせが重要で、もちろん連続焼鈍ラインで処理するのが有利であるが、焼入れ性を大きくするためには Mn, Cr などを添加するのがよい。Mn 当量と所要の冷却速度との関係が求められている⁽⁴⁹⁾⁽⁵⁰⁾。通常 5～15% のマルテンサイトを含む場合に良好な延性が得られ、また少量の残

留フェライトが延性を確保する。Mn 当量と所要の冷却速度との関係が求められている⁽⁴⁹⁾⁽⁵⁰⁾。通常 5～15% のマルテンサイトを含む場合に良好な延性が得られ、また少量の残

留オーステナイトが存在すれば、塑性変形初期に加工誘起変態でマルテンサイト化し、小さなひずみ領域での n 値を高めるといわれている。

複合組織鋼板の特徴を要約すれば、強度～延性バランスがすぐれている外に、降伏点伸びが現われないことと降伏強度が低いこと（プレス形状性に有利）である。マルテンサイト周辺に変態ひずみによって生じた可動転位が多数存在し、また局所的な弾性ひずみも存在し、引張試験で降伏現象を示さないと説明されている。この場合マルテンサイトとフェライトの硬度差の大きいことが必要であろう。塑性変形時両相の界面に応力集中を生じ、微細な 2 相均一分散組織内にはこのような応力集中点が多数存在し、したがってリュース・フロントが多数発生し降伏現象を示さなくなる。常温ではフェライト中の C 原子の拡散は遅いのでフェライト相の時効硬化は少なく、したがって複合組織鋼は常温では非時効性で、降伏現象の出現や延性の劣化はほとんどないと考えられる。

複合組織を得るため通常は比較的多量の Mn や Cr を添加するので、この鋼の r 値は 1.0～1.1 に過ぎない。複合組織鋼の r 値を改善する試みが細谷ら⁽⁵¹⁾を初めとし多数行われてきた。たとえば普通の Al キルド鋼⁽⁵¹⁾あるいは P 添加 Al キルド鋼⁽⁵²⁾⁽⁵³⁾をいったん箱焼鈍して r 値の高い組織を得て、その後改めて連続焼鈍ラインで 2 相組織を得るための処理を行い、 r 値 1.5 程度の材料が得られているが、もちろんコスト高となり実用性は乏しいように思われる。これに対し Mn 量の低い普通の Al キルド低炭素鋼を高温巻取りし、冷延後連続焼鈍ラインで $\alpha+\gamma$ 域から水冷し、1 回の熱処理のみで行う試みもなされているが⁽⁵⁴⁾、この場合 Mn 量が低いのでフェライト中の固溶 C 量が多くなり、水冷後 473 K (200°C) 前後で軽く焼戻し処理をしておかないと、後述の BH 処理で過時効が起こり軟化してしまう⁽⁵⁵⁾。このようにフェライト中の固溶 C が多く、しかも焼戻し処理を必要とすることはマルテンサイトとフェライトの強度比を低下させることを意味し、複合組織鋼の特徴が失われる恐れがある。なおマルテンサイトの体積率が大きくなると、たとえフェライト相の r 値を高めても実際の引張試験では r 値が低下するという指摘もなされている⁽⁵⁶⁾。

自動車のボディは組立て後 443 K (170°C) 程度で 1.2 ks (20 min) 間くらいの塗装焼付けがなされるが、この処理で時効硬化すれば有利になる。これを焼付け硬化能 (Bake Hardenability, 略して BH 性) と呼ぶが、プレスによる加工硬化と焼付け硬化とを利用すれば、素材の強度はそれだけ小さくてよいことになり、プレス加工性の点で有利になる。

複合組織鋼は常温では非時効性であるが、フェライト中の固溶 C 量が 10 ppm 以上であれば 443 K (170°C) で

微細な炭化物が析出し比較的大きな BH 性を示す⁽⁵⁷⁾。固溶 N の存在は常温での時効性を増すので好ましくないであろう。固溶強化型の P 添加 Al キルド鋼では、P や Si は BH 性を助長するが、Mn や Cr はむしろ減少する傾向がある^{(58)～(61)}。複合組織鋼、固溶体強化型 P 添加鋼ともに BH 性を考慮して製造された場合、焼付け硬化量は 49～98 MPa (5～10 kgf/mm²) 程度あり、これに加工硬化量 (たとえば 2% ひずみで 49～98 MPa (5～10 kgf/mm²)) を加えれば、結果的にはプレス加工と塗装焼付けで降伏応力は 147 MPa (15 kgf/mm²) 程度上昇することになり、耐デント性が改善される。

複合組織鋼については、工業的に低コストで高 r 値を得るのは比較的困難で、深絞り変形要素の強いプレス品には向かないが、その他溶接時あるいは板金補修時に熱影響部でマルテンサイトが焼戻されて強度低下を起こす恐れがあり、また打抜き孔をもつ板が張出し変形 (伸びフランジ成形) を受けると破断しやすい⁽⁶²⁾などの欠点がある。

5. おわりに

冷延鋼板の製造要因とプレス加工性に関し膨大な研究が行われ、特に集合組織制御についてはめざましい成果が得られ、一般用から超深絞り用まであらゆるプレス品に対応できる材料が開発された。低炭素鋼に高 r 値を付与するための技術は工業的にはほぼ完成されたといつてよいが、集合組織形成機構に関してはまだ不明な点が多く、理論的実験的にさらに検討の余地がある。

冷延鋼板に対する連続焼鈍技術の工業化も特筆すべき成果で、製品の安定化、材質向上、低コスト化に大きな役割を果たした。高強度薄鋼板への適用を含め連続焼鈍技術に関する研究のいっそうの発展が期待されている。

自動車の軽量化や安全性の問題に端を発した高強度冷延鋼板も、固溶強化元素として主として P を添加し、深絞り用から超深絞り用まで実用化され、343～441 MPa (35～45 kgf/mm²) 級として使用されている。変態強化型として複合組織鋼板が開発されたが、固溶強化型に比べ強度～延性バランスがすぐれ、低降伏比、常温非時効性などの特徴を有する反面、 r 値が低く、またコスト高になるのが問題である。複合組織鋼板はむしろ 490 MPa (50 kgf/mm²) 級以上の強度をもつ加工性のすぐれた材料として発展する可能性がある。

文 献

- (1) R.H. Goodenow : Trans. ASM, **59** (1966), 804.
- (2) W. Jolley : J. Iron Steel Inst., **205** (1967), 321.
- (3) 久保寺治朗, 中岡一秀, 荒木健治 : 日本金属学会講演概要, (1967・4月), 80.
- (4) 清水峯男 : 熱処理, **14** (1974), 149.

- (5) H.Yoshida, K.Sasaki and F.Kanzaki: 3rd IDDRG Colloquium, London, (1964).
- (6) S.Teshima and M.Shimizu: *Mechanical Working of Steel 2*, Ed. by T.G.Bradbury, Gordon and Breach Sci. Pub., New York, (1965), 279.
- (7) P.Wacquez and R.Van Daele: *Sheet Met. Ind.*, **44** (1967), 21.
- (8) 清水峯男, 松田亀松, 定村祐三, 高橋延幸, 河原田 実: 特許公報 昭 44-18066 (1969).
- (9) P.R.Evans, J.C.Bitcon and I.F.Hughes: *J.Iron Steel Inst.*, **207** (1969), 331.
- (10) J.A.Elias and R.E.Hook: *Mechanical Working and Steel Processing IX*, AIME, New York, (1970), 348.
- (11) 小久保一郎, 須藤正俊, 亀野克己, 橋本俊一, 塚谷一郎, 岩井隆房: 鉄と鋼, **59** (1973), 469.
- (12) H.Hu and S.R.Goodman: *Met. Trans.*, **1** (1970), 3057.
- (13) 福田宜雄, 清水峯男: 塑性と加工, **13** (1972), 841.
- (14) 高橋延幸, 武智 弘, 清水峯男: 日本金属学会講演概要, (1971・10月), 104.
- (15) 須藤正俊, 塚谷一郎, 橋本俊一, 小久保一郎: 鉄と鋼, **58** (1972), S2680.
- (16) M.Matsuo, S.Hayami and S.Nagashima: *Advances in X-Ray Analysis*, **14**, Ed. by C.S.Barrett, J.B.Newkirk and C.O.Rund, Plenum Press, (1971), 214.
- (17) R.E.Hook, A.J.Heckler and J.A.Elias: *Met. Trans.*, **6A** (1975), 1683.
- (18) 高橋延幸: 日本金属学会講演概要, (1965・10月), 51.
- (19) 高橋政司, 岡本篤樹: 鉄と鋼, **61** (1975), 2246.
- (20) 秋末 治, 高階喜久男: 日本金属学会誌, **36** (1972), 1124.
- (21) 高橋政司: 鉄と鋼, **59** (1973), S650.
- (22) 清水峯男, 高橋延幸, 末宗賢一郎: 鉄と鋼, **58** (1972), S267.
- (23) S.R.Goodman: *Met. Trans.*, **2** (1971), 2051.
- (24) 松岡 孝, 白石博己: 鉄と鋼, **55** (1969), S779.
- (25) 松岡 孝, 白石博己: 鉄と鋼, **56** (1970), S174.
- (26) P.R.Mould and J.M.Gray: *Met. Trans.*, **3** (1972), 3121.
- (27) 須藤正俊, 橋本俊一, 塚谷一郎, 小久保一郎: 神戸製鋼技報 (R & D), **24** (1974), 2, 79.
- (28) 清水峯男, 中島浩衛, 河原田 実: 第 19 回塑性加工シンポジウム前刷, (1967), 165.
- (29) 河野拓夫, 長澤元夫, 椿原 治, 細野和典, 江坂一彬, 石飛精助: 鉄と鋼, **67** (1981), 1241.
- (30) 榎藤 永, 武智 弘, 阿部光延, 花井 論, 竹本長靖: 鉄と鋼, **60** (1974), S333.
- (31) 戸田健三, 榎藤 永, 武智 弘, 阿部光延, 上原規正, 小宮邦彦: 鉄と鋼, **61** (1975), 2863.
- (32) 久保寺治朗, 中岡一秀, 荒木健治, 渡辺 馨, 西本昭彦, 岩瀬耕二: 鉄と鋼, **62** (1976), 624.
- (33) 松藤和雄, 下村隆良, 木下直行: 鉄と鋼, **64** (1978), S756.
- (34) 福田宜雄, 清水峯男: 鉄と鋼, **61** (1975), 817.
- (35) 高橋延幸, 柴田政明, 古野嘉邦, 早川 浩, 浅井徹, 山下康彦: 鉄と鋼, **68** (1982), S588.
- (36) 高橋延幸, 阿部光延, 秋末 治, 加藤 弘: 日本鉄鋼協会九州支部・日本金属学会九州支部第 48 回合同学術講演会講演概要, (1982), 10.
- (37) 橋本 修, 佐藤 進, 田中智夫, 平瀬幸一: 鉄と鋼, **66** (1980), S1242.
- (38) 橋本 修, 佐藤 進, 田中智夫: 鉄と鋼, **67** (1981), 799.
- (39) 久保寺治朗, 中岡一秀, 荒木健治, 渡辺 馨, 西本明彦, 岩瀬耕二: 鉄と鋼, **62** (1976), 624.
- (40) 入江敏夫, 橋口幸一, 佐藤 進, 小西元幸, 高橋功, 橋本 修: 鉄と鋼, **66** (1980), A205.
- (41) 岡本篤樹, 高橋政司, 日野貴夫: 鉄と鋼, **66** (1980), A209.
- (42) 武智 弘, 加藤 弘, 小山一夫, 川崎宏一, 豊田洋民: 鉄と鋼, **68** (1982), 1355.
- (43) 高橋延幸, 柴田政明, 古野嘉邦: 鉄と鋼, **66** (1980), S1127.
- (44) 松岡 孝: 鉄と鋼, **59** (1973), S631.
- (45) S.Hayami and T.Furukawa: *Micro Alloying 75, Symposium on High Strength, Low Alloy Steels, Products and Processes*, Washington, D.C., (1975), 78.
- (46) 速水哲博, 古川 敬, 武岡吉彦, 高橋延幸: 鉄と鋼, **61** (1975), S148.
- (47) 今村 淳, 古川 敬: 製鉄研究, No.289 (1976), 75.
- (48) R.G.Davies: *Met. Trans.*, **9A** (1978), 671.
- (49) 橋口耕一, 西田 稔, 加藤俊之, 田中智夫: 川崎製鉄技報, **11** (1979), 68.
- (50) 武智 弘: 塑性と加工, **21** (1980), 872.
- (51) 細谷佳弘, 栗原 極, 荒木健治, 中岡一秀: 鉄と鋼, **64** (1978), S759.
- (52) 橋口耕一, 高橋 功, 入江敏夫: 鉄と鋼, **67** (1981), S527.
- (53) 橋口耕一, 高橋 功, 入江敏夫, 高崎順介: 鉄と鋼, **67** (1981), S528.
- (54) 西本昭彦, 細谷佳弘, 中岡一秀: 鉄と鋼, **66** (1980), A201.
- (55) 内田国木, 荒木健治, 福中司郎, 小池康夫, 栗原孝雄: 鉄と鋼, **61** (1975), S149.
- (56) 栗原 極, 細谷佳弘, 中岡一秀: 鉄と鋼, **68** (1982), 1195.
- (57) 栗原 極, 荒木健治, 中岡一秀: 鉄と鋼, **67** (1981), 343.
- (58) 田中 靖, 大沢紘一, 下村隆良, 松藤和雄: 鉄と鋼, **68** (1982), S591.
- (59) 花井 論, 竹本長靖, 徳永良邦, 水山弥一郎: 鉄と鋼, **68** (1982), 1169.
- (60) 野村伸吾, 宮原征行, 柚島善之, 亀野克己, 川本国雄, 小久保一郎: 鉄と鋼, **68** (1987), 1283.
- (61) 岡本篤樹, 高橋政司, 杉沢精一, 中居修二: 鉄と鋼, **68** (1982), S590.
- (62) 松藤和雄, 大沢紘一: 日本金属学会シンポジウム予稿, 複合組織高強度薄鋼板の実用化における問題点, (1982), 21.
- (63) 蛭田敏樹, 恵良秀則, 清水峯男: 日本鉄鋼協会九州支部・日本金属学会九州支部第 48 回合同学術講演会講演概要, (1982), 20.