

論文

複合組織冷延鋼板の強度・延性におよぼす 連続焼鈍時の焼入方式の影響

白沢 秀則*・田中 福輝*・郡田 和彦*

Effect of Continuous Annealing Thermal Pattern on Strength and Ductility of Cold Rolled Dual Phase Steel

Hidenori SHIRASAWA, Yoshiki TANAKA and Kazuhiko KORIDA

Synopsis :

Strength and ductility of cold rolled dual phase steels produced by two types of intercritical continuous annealing were investigated on three kinds of steels different in carbon, silicon and manganese contents. Over-aging temperatures of water quench aging (QA) type annealing and direct aging (DA) type annealing were varied from as water quenched to 500°C. Ductility of steel was evaluated by elongation and hole expanding ratio associated with stretch formability and stretch flangeability, respectively. Although the steel with the least chemistry showed no significant ductility difference, at the same strength level, between both types of annealing, the steels with the higher chemistry resulted in conspicuous difference between the two types, i.e., high elongation was given by DA type annealing and high hole expanding ratio, by the other. The increased elongation of DA type steel was explained by the high work hardening rate in the relatively wide range of tensile strain, which is due to the high hardness second phase as well as the formation of retained austenite. The increased hole expanding ratio of QA type steel mainly resulted from softening of martensite which increases the resistance for the crack initiation at the interface of ferrite and martensite by decreasing their hardness difference.

Key words : cold rolled product ; dual phase steel ; continuous annealing ; strength ; ductility.

1. 緒 言

乗用車のドア、バンパーなどの補強部材は引張強さが60~100 kgf/mm²の範囲の冷延鋼板が現在主として用いられているが、車体の軽量化の観点からより高強度の冷延鋼板の使用が検討されている。材料供給側においては高強度冷延鋼板の成形性改善がこれに関する重要な技術課題であり、それぞれのプレス成形様式に応じた高延性鋼板の作りわけがより重要となつている。すなわち、所定の高強度を有し、かつ張り出し成形などの均一変形能あるいは曲げ、伸びフランジ成形などの局部変形能がよりすぐれた鋼板の製造技術を確立する必要がある。

連続焼鈍はマルテンサイトなどの変態組織による鋼の強化が比較的容易にはかれることから、近年種々の連続焼鈍設備が高強度冷延鋼板の製造に用いられており¹⁾、鋼板を再結晶加熱した後のプロセスは水焼入れなどにより常温まで急冷した後再加熱し、過時効処理を実施する方式および過時効処理温度まで直接急冷して過時効処理を実施する方式に大別される。いずれも高温保持した鋼

板を急冷することによつて低温変態生成物を生成させているが、その性質は焼入方式および過時効処理条件によつて大きく異なると考えられる。連続焼鈍方式と鋼板材質との関係についてはこれまで冷延軟鋼板のフェライト中の炭化物析出挙動に関して研究が多くなされているが、前述したような高強度の複合組織冷延鋼板の分野では比較的新しいテーマであり、不明確な点が多い。

本研究は以上の観点からなされたものであり、前述の2種類の焼入方式の連続焼鈍シミュレーション実験によつて製造した複合組織冷延鋼板の機械的性質を調査し、それぞれの鋼板の強度と延性の特徴を明らかにした。

2. 実 験 方 法

2.1 供試鋼

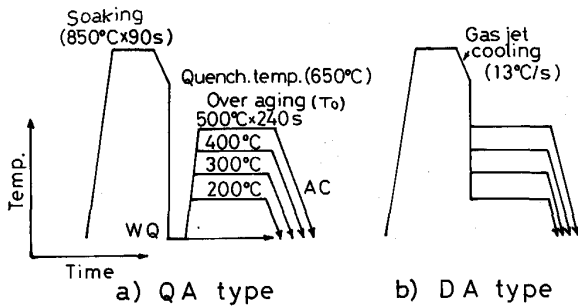
供試鋼の化学成分を Table 1 に示す。供試鋼はいずれも C-Si-Mn 系鋼であり、水焼入方式の連続焼鈍によつて量産している 60~100 kgf/mm² 級冷延鋼種のうち、C, Si, Mn の量が異なるものを用いた。実機にて製造した冷間圧延ままの 1.2 mm 厚コイルより熱処理用試片

昭和 62 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 62 年 2 月 2 日受付 (Received Feb. 2, 1987)

* (株)神戸製鋼所加古川製鉄所 (Kakogawa Works, Kobe Steel, Ltd., 1 Kanazawa-cho Kakogawa 675-01)

Table 1. Chemical compositions of steels (wt%)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Al	N
1	0.08	0.18	0.68	0.076	0.005	0.042	0.0037
2	0.12	0.22	1.47	0.017	0.004	0.023	0.0054
3	0.17	1.34	1.86	0.025	0.002	0.043	0.0040



Note: Soaking, gas jet cooling conditions and quenching, over aging temperatures are the same in each type

Fig. 1. Schematic continuous annealing thermal cycles.

(150 mm w × 210 mm l) を採取し、次に示す連続焼鈍シミュレーション熱処理に供した。これら鋼板の熱間圧延仕上げ温度は約 870°C、コイル巻取温度は約 560°C であり、冷間圧延率は約 55% である。

2.2 連続焼鈍条件

連続焼鈍をシミュレートした熱処理条件を模式的に Fig. 1 に示す。Fig. 1-a) に示す条件は再結晶加熱後水焼入れをおこない、その後過時効処理を実施する方式(以下 QA 方式と称す)をシミュレートしたものであり、Fig. 1-b) は再結晶加熱後過時効処理温度 (To) まで急冷して過時効処理を実施する方式(以下 DA 方式と称す)をシミュレートしている。いずれの方式においても α-γ 域加熱温度およびガスジェット冷却後の焼入開始温度を一定とし、To をそれぞれ 200°C から 500°C の範囲で変化させた。これにより、低温変態によって生成する組織の性質が変化すると考えられる。これら熱処理はいずれもソルトバスを用いて実施した。熱電対による温度温度計測によると、再結晶加熱時の 500°C から 850°C の間の平均加熱速度は約 7°C/s であり、DA 方式での To への焼入れでは、400°C のソルトバス中への焼入時の 650~450°C 間の平均冷却速度は約 60°C/s であり、200°C のソルトバス中への焼入時の 650~350°C 間のそれは約 85°C/s であつた。DA 方式ではいずれも To に保持したソルトバスの浴温近傍で冷却速度が急激に低下した。QA 方式での水焼入れでは試片を水中に浸漬後水槽中をすみやかに動かすことによつて急冷した。

2.3 調査項目

熱処理後のそれぞれの試片について圧延方向を長手方

向とする JIS 5 号試験片による引張試験および穴広げ試験を実施し、強度および延性を調査した。引張試験はインストロン型引張試験機を用いて、クロスヘッド速度を 10 mm/min として実施し、降伏強度 (0.2% 耐力)、引張強さおよび標点間距離 50 mm での破断伸びを求めた。一部の材料については 1% ごとの伸びの変化から n 値を算出し、ひずみに対する n 値の変化を調査した。穴広げ試験は頂角 60° の円錐ポンチによつて実施し、10 mmφ ポンチ打抜き穴の穴広げ過程において発生したき裂が試片の板厚を貫通した時点での穴広げ率を特性値とした。試験片はポンチ打抜き穴のバリがポンチに接するようにセットした。

ミクロ組織は光学顕微鏡、走査型電子顕微鏡 (SEM)、透過型電子顕微鏡 (TEM) などによつて調査した。

3. 実験結果

3.1 機械的性質におよぼす焼入方式および過時効処理温度の影響

2 種類の焼入方式によつて製造した Steel 1 の降伏強度、引張強さ、伸びおよび穴広げ率を To の関数として Fig. 2 に示す。いずれの焼入方式においても To の上昇につれて引張強さは低下し、伸びおよび穴広げ率が増加している。降伏強度はこれらの変化とは異なっており、いずれも 400°C 以上の To で降伏伸びがあらわれて降伏強度が上昇している。200°C 以上の To では QA 方式材が DA 方式材より引張強さがやや高い。

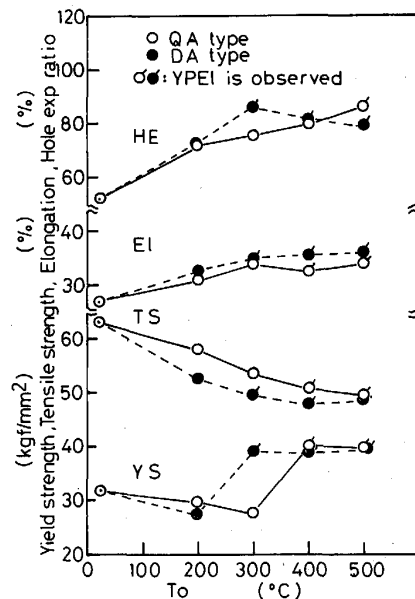


Fig. 2. Effects of over aging temperatures (To) of water quench aging (QA) type and direct aging (DA) type annealings on mechanical properties of Steel 1.

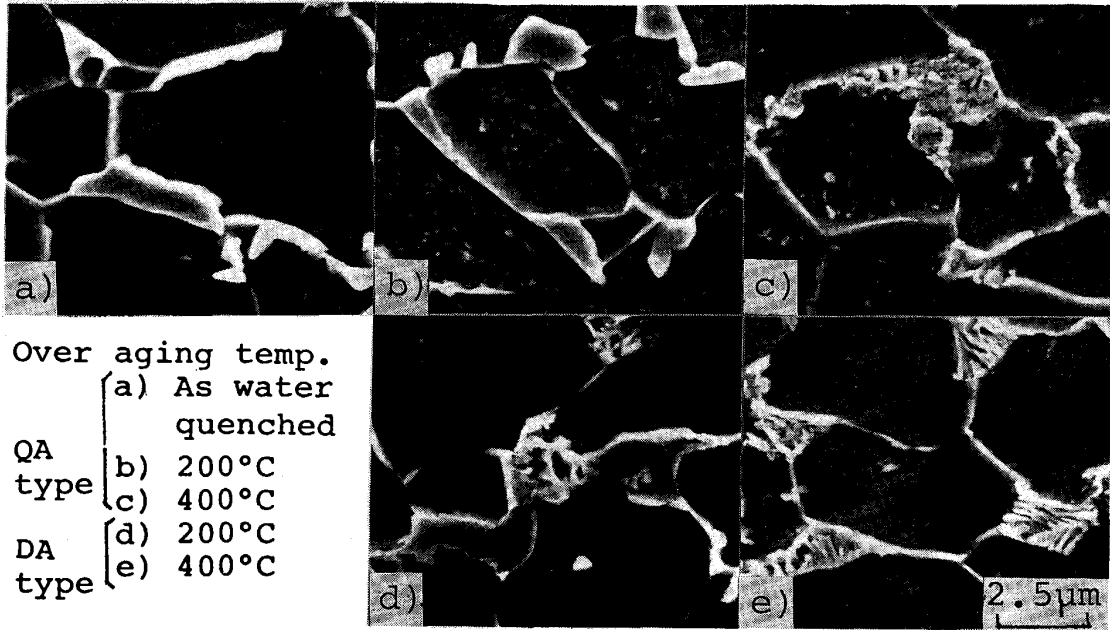


Photo. 1. SEM microstructures of water quench aging (QA) type and direct aging (DA) type cold rolled dual phase steels (Steel 1).

これら材料の SEM 写真の一例を Photo. 1 に示す。まず QA 方式の場合、水焼入れのままの材料はフェライトと面積率約 10% のマルテンサイトからなっており、ガスジェット冷却後の焼入開始の時点でベイナイトあるいはパーライト変態がおこっていないことを示している (Photo. 1-a)。水焼入れのままの状態ではフェライト中に過飽和に固溶している C は 200°C での過時効処理によつて炭化物としてフェライト中に析出する (Photo. 1-b)。この温度でマルテンサイトの変化は認められないが、さらに T_0 が上昇するとマルテンサイトが焼もどされる (Photo. 1-c)。つぎに DA 方式の場合、200°C で過時効処理した材料はフェライト、マルテンサイトのほかベイナイト状の組織が観察される (Photo. 1-d)。 T_0 がさらに上昇すると第 2 相はパーライトあるいはベイナイト状組織のみになる (Photo. 1-e)。QA 方式材でのマルテンサイトの焼もどしおよび DA 方式材でのマルテンサイトの消滅は Fig. 2 での降伏伸びの出現と対応している。

Steel 2 についての調査結果を Fig. 3 に示す。いずれの焼入方式においても T_0 の上昇につれて引張強さが低下し、伸びおよび穴広げ率が増加すること、さらに QA 方式材が DA 方式材より高い引張強さを示すことは Steel 1 の場合と同様である。しかし降伏強度の変化は両焼入方式で大きく異なり、QA 方式材は降伏強度が T_0 の上昇につれて上昇するのに対し、DA 方式材は 200°C および 300°C の T_0 で著しく低い降伏強度を示す。

す。

これら材料の SEM 観察によるマイクロ組織の変化は全体として Steel 1 の場合と同様であつた。

Fig. 4 は Steel 3 についての結果を示したものである。全体の強度レベルは Steel 3 がもつとも高い。それぞれの特性値の T_0 による変化は Steel 2 の場合とほぼ

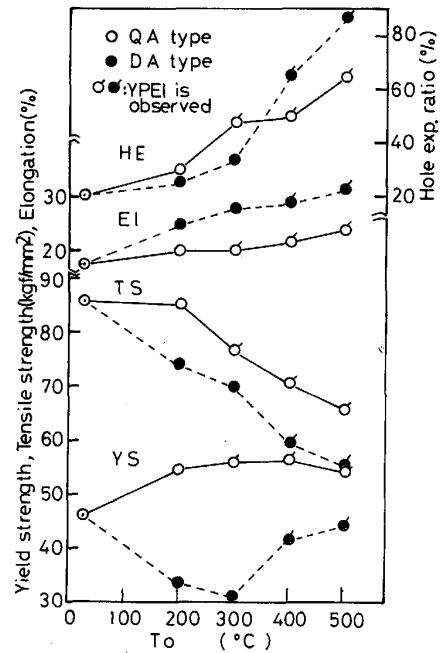


Fig. 3. Effects of over aging temperatures (T_0) of water quench aging (QA) type and direct aging (DA) type annealings on mechanical properties of Steel 2.



Photo. 2. SEM and TEM microstructures of direct aging (DA) type cold rolled dual phase steels (Steel 3).

同じである。ただし Steel 3 では 400°C から 500°C への T_0 の変化によつて DA 方式材の引張強さが上昇している。これら材料の SEM および TEM 観察結果によると、QA 方式の場合水焼入れによつて生成した面積率約 50% のマルテンサイトが T_0 の上昇につれて回復し、セル化が進んでいくのに対し、DA 方式材のマイクロ組織の変化は複雑であつた。300°C から 500°C の T_0 範囲の DA 方式材の SEM 写真を Photo. 2 に示す。TEM 観察結果と合わせてこれら材料の組織は以下のように観察された。いずれもフェライトと面積率 40~50% の 2 相からなつており、第 2 相組織は 300°C 過時効処理材ではラスおよび双晶マルテンサイトとベイナイトと思われる組織が混在している (Photo. 2-a)。400°C 過時効処理材ではマルテンサイトのほか転位密度の高いベイニチックフェライトおよび上部ベイナイトが多く認められた (Photo. 2-b)。また TEM 観察において残留オーステナイト (γ_R) も認められた。500°C 過時効処理材では第 2 相の大部分がマルテンサイトであるが、炭化物も観察された (Photo. 2-c)。この材料でマルテンサイトが多

いのは 500°C での恒温保持によつてオーステナイト中への C 濃縮が高まり、オーステナイトがより安定になつたためと考えられる。このオーステナイトがその後の冷却によつてマルテンサイト変態したのであろう。これが 500°C 過時効処理材の引張強さを高めたものとする。

3・2 強度-延性バランスにおよぼす焼入方式の影響

本実験で調査した鋼板の引張強さと伸びおよび穴広げ率との関係をまとめて Fig. 5 に示す。図中の実線および破線は QA 方式および DA 方式材の T_0 の連続的变化を示している。Steel 1 の場合引張強さと伸びおよび穴広げ率の関係は焼入方式によつて大きく変わらない。Steel 2 および Steel 3 では同一強度レベルでの伸びおよび穴広げ率は焼入方式によつて大きく異なり、興味深い。すなわち、伸びは DA 方式材が高く、穴広げ率は QA 方式材が高い。本実験範囲内において両焼入方式材の同一強度レベルでの伸びおよび穴広げ率の相違はそれぞれ約 7%、約 25% に達する。この結果は伸びあるいは穴広げ率のすぐれた高強度冷延鋼板が連続焼鈍の焼入方式の切換えによつて製造できることを示すものであ

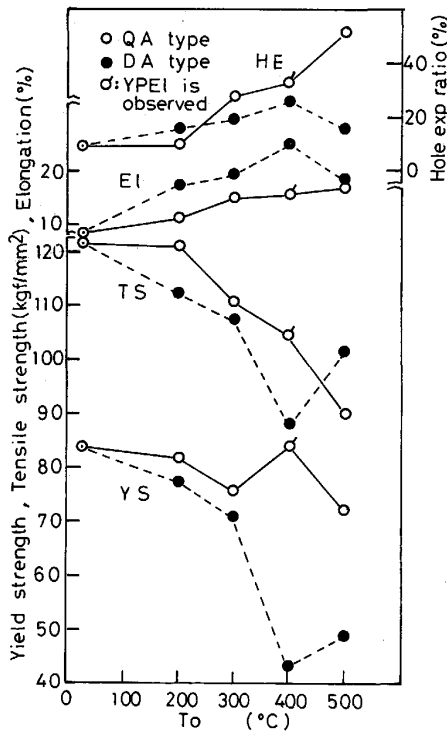


Fig. 4. Effects of over aging temperatures (T_o) of water quench aging (QA) type and direct aging (DA) type annealings on mechanical properties of Steel 3.

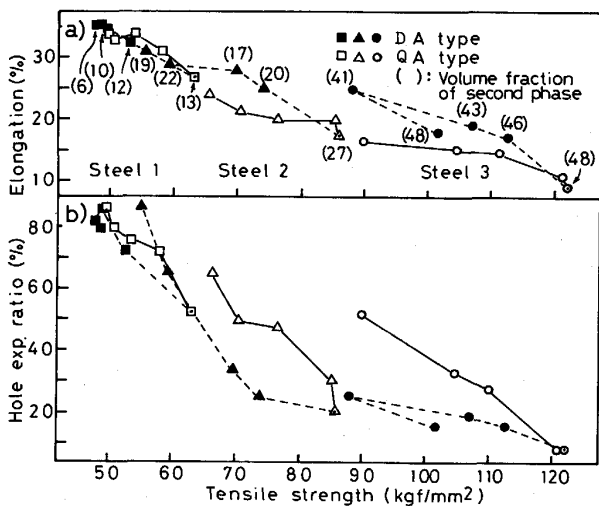
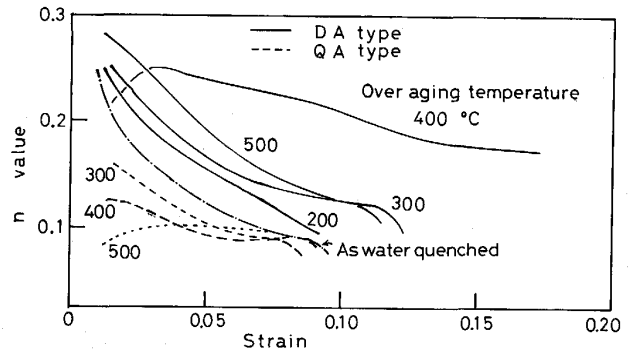


Fig. 5. Tensile strength-a) elongation, and b) hole expanding ratio balances of steels processed by water quench aging (QA) type and direct aging (DA) type annealings.

り、注目される。

Fig. 5 には水焼入れのままの QA 方式材および種々の T_o での DA 方式材の 2 相面積率を合わせて示している。DA 方式材の 2 相面積率は QA 方式材のそれより若干低く、また T_o の上昇につれてやや低下するようである。



Steel 3 processed by water quench aging (QA) type and direct aging (DA) type annealings

Fig. 6. Variation of n value with tensile strain.

焼入方式および T_o の異なる Steel 3 の加工硬化挙動の調査結果を Fig. 6 に示す。引張りひずみの増大にともなう n 値の変化は熱処理の条件によつて大きく異なっており、全体として DA 方式材は QA 方式材より高い n 値を示している。QA 方式の場合、水焼入れのままの材料は低ひずみ領域で比較的高い n 値を示し、それがひずみの増大につれて低下する。 T_o の上昇は低ひずみ領域での n 値を大きく低下させ、500°C 過時効処理材では広いひずみ範囲にわたり低い n 値を示している。DA 方式の場合これとは対照的に T_o の上昇につれて n 値が上昇しており、とくに 400°C 処理材では 0.1 以上の高ひずみ領域でもきわめて高い n 値を示している。以上のことから、両焼入方式材の伸びの相違は n 値とよく対応していることが明らかになった。

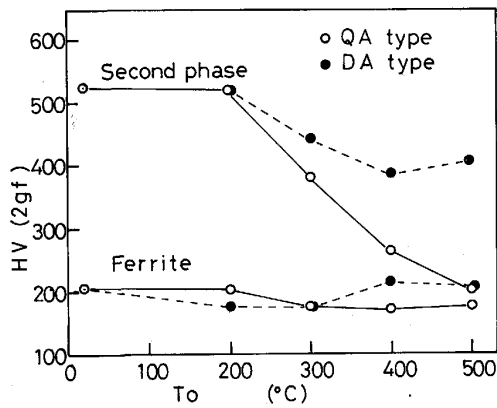
4. 考 察

4.1 QA 方式および DA 方式によつて製造した複合組織冷延鋼板の伸びの相違について

一般に複合組織鋼板は第 2 相の量が増加すると引張強さが上昇し、伸びが減少する。本実験においても同一熱処理条件での鋼種間の比較ではこのことがいえる。しかし、Steel 2 および Steel 3 で認められた同一強度レベルでの伸びの焼入方式による相違は第 2 相の量からは説明できない。

Fig. 6 においてこの相違が n 値の相違で表されることを示した。複合組織鋼板の n 値については変形力学の観点からいくつか研究がなされており、DAVIES ら²⁾³⁾ は MILEIKO のひずみ一定モデルにもとづく変形理論⁴⁾ を複合組織鋼板に適用し、鋼板が n 乗硬化則にしたがう場合鋼板の強度と n 値のバランスの改善にはそれぞれの相の延性を劣化させずにフェライトおよび第 2 相を強化することが有効としている。この場合フェライトおよび第 2 相を強化してもそれぞれの相の n 値が変化しな

いこと、第2相強度が高い時にもそれぞれの相が均等に變形することなどの前提条件に疑問が残るが、SPEICHとMILLER⁵⁾がひずみ一定モデルと応力一定モデルの中間モデルについて検討した結果についても上記の改善策は同じとの報告がある⁶⁾。中間モデルの場合フェライトおよび第2相のいずれの強化がより大きく寄与するかは友田ら⁷⁾によると一定外力のもとでの両相の平均ひずみの比によつて異なるが、引張強さ約70 kgf/mm²以上の材料では第2相の強化がより有効となる。Fig. 6で示したSteel 3のn値をこのような観点から考察する。本実験においては各相の引張強度の測定は不可能であるので、超マイクロビッカース硬度計にてそれぞれの比較的粗大な相の硬さを測定した。結果をFig. 7に示す。フェライトの硬さはいずれの焼入方式およびToにおいてもほぼ一定の値を示しているが、第2相の硬さはDA方式材がQA方式材より高く、またToの上昇につれて低下している。各相の強度が硬さに比例すると仮定した場合、上記の理論によるとToの上昇にともなう第2相硬さの低下は鋼板の強度とn値のバランスを低下させることになる。QA方式材では、Toの上昇はFig. 4に示したように引張強さを低下させ、Fig. 6に示したようにn値を低下させていることからこのことがいえる。



Steel 3 processed by water quench aging (QA) type and direct aging (DA) type annealings
 Fig. 7. Change in hardness of ferrite and second phase with over aging temperature (To).

Toが低くフェライトと第2相の強度差が大きいほど変形初期で2相間のひずみが不均一になり、第2相の存在によつてフェライト内で増加する転位による加工硬化が大きくなることからQA方式材のn値の変化は理解される。また、DA方式材がQA方式材に比べて高いn値を示すことも両材の第2相硬さの相違から定性的に説明できる。しかし、DA方式材のToによるn値の変化は両相の硬さからの説明が不可能であり、別のメカニズムの寄与を考える必要がある。

前述したようにDA方式によつて製造したSteel 3に γ_R が認められており、DA方式材のn値に γ_R の寄与が考えられる。そこで全実験材について鋼中の γ_R 量をX線回折法によつて測定した。結果をFig. 8に示す。QA方式によつて製造した鋼の γ_R 量はいずれも約1%以下と少ないが、DA方式の場合とりわけSteel 2およびSteel 3では比較的多量の γ_R が認められる。DA方式によつて製造したSteel 3のToによる γ_R 量の変化とFig. 6に示すn値の変化とは比較的よく対応しており、引張強さと伸びの積であらわされる強度-伸びバランスともよく対応していることがFig. 9よりわかる。QA方式材に比べてDA方式材でより多量の γ_R が認められたのは、ガスジェット冷却後650°Cから水焼入れするQA方式に比べて500°C以下のToへ焼入れた後の恒温保持によつてオーステナイトへのC濃縮が高まり、オーステナイトがより安定になったためと考えられる。オーステナイトへのC濃縮はSiなどの添加によつて促進されることが報告されており⁸⁾、これがSteel 1およびSteel 2に比べてSteel 3でより多量の γ_R が認められた一因と考えられる。

RIGSBEEら⁹⁾によると γ_R は鋼板の変形にともなつてマルテンサイトに加工誘起変態し、それによつて発生するフェライト内の転位群によつて加工硬化が助長される。しかし、鋼中の γ_R はすべて鋼の延性向上に寄与するわけではなく、硬いマルテンサイトなどの内部に存在している γ_R は加工誘起変態しない¹⁰⁾。また、変形初期で変態する γ_R も一様伸びを決定するような変形後期の材

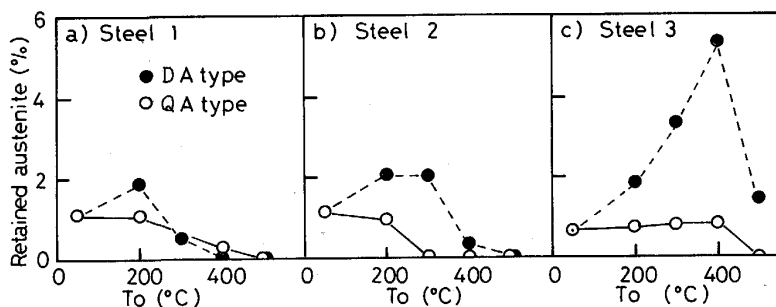
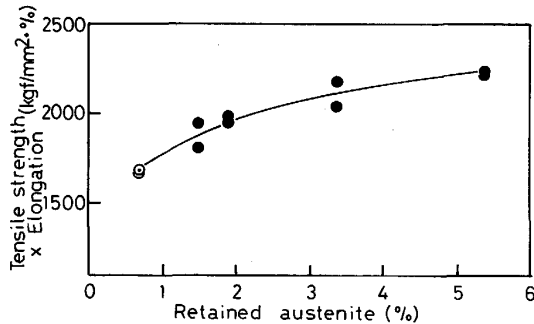
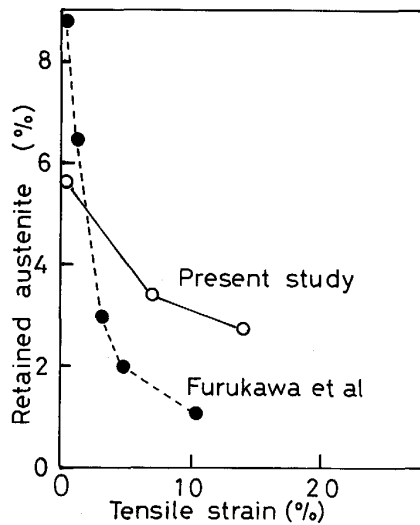


Fig. 8. Change in the amount of retained austenite of steels processed by water quench aging (QA) type and direct aging (DA) type annealings with over aging temperature (To).



Steel 3 processed by direct aging type annealing

Fig. 9. Effect of retained austenite on strength-elongation balance.



Steel 3 directly aged at 400°C

Fig. 10. Effect of tensile strain on the amount of retained austenite.

料の加工硬化には影響しないと考えられる。

DA 方式によつて 400°C で過時効処理した Steel 3 の引張変形にともなう γ_R 量の変化を FURUKAWA ら¹¹⁾ の 0.12% C-0.26% Si-2.04% Mn-0.022% Al 鋼を 750°C から水焼入れして製造した鋼板についての実験結果と合わせて Fig. 10 に示す。引張変形に対する γ_R の安定性は鋼の化学成分、熱処理方法などによつて異なり、本実験材の γ_R は引張変形に対して比較的安定であることがわかる。Fig. 6 で示したようにこの材料が高ひずみ領域まで高い n 値を示すのは、比較的安定な γ_R が存在するためと推測される。

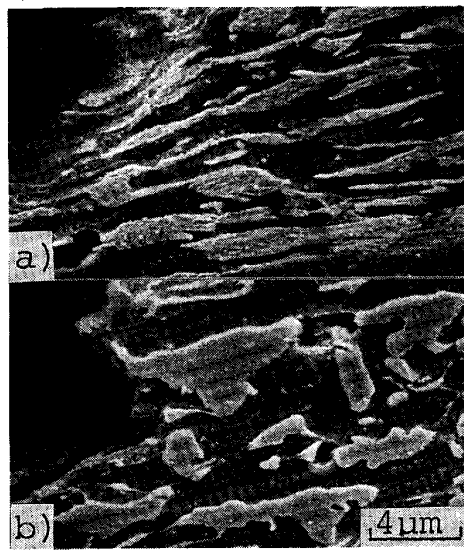
以上の結果から QA 方式および DA 方式材の伸びの相違は n 値の相違によつてあらわされ、DA 方式材が QA 方式材に比べて同一強度レベルでの n 値がすぐれているのは、フェライトの硬さが双方ほぼ同等であるのに対し第 2 相の硬さが DA 方式材でより高いため、変形初期で 2 相間のひずみ不均一がより大きくなり、フェライトの加工硬化が促進されたこと、比較的安定な γ_R

の加工誘起変態によつてフェライトの加工硬化がより高まったことなどに起因すると考えられる。また本実験の DA 方式の熱処理によつて γ_R を生成させるためには鋼の C, Si, Mn などの元素を多量に添加する必要があることから、連続焼鈍の焼入方式による伸びの向上は高強度鋼板でより顕著になると考えられる。

4.2 QA 方式および DA 方式によつて製造した複合組織冷延鋼板の穴広げ率の相違について

複合組織鋼板の延性破壊過程は、まず硬い第 2 相に起因してボイドが発生し、つぎにそのボイドがたがいに連結して最終破断する。ボイドの発生過程では 2 相間の変形の不均一性や界面および第 2 相の強度が重要な役割をする。友田ら¹²⁾ は引張変形をうけている複合組織鋼板のフェライトマトリックス相と第 2 相の平均ひずみの相違が第 2 相の量およびそれぞれの相の単相合金の 0.2% 耐力 (σ_I, σ_{II}) の比 $C^* (= \sigma_{II} / \sigma_I)$ によつてどのように変化するかを調査し、第 2 相が少なく C^* が大きいほど 2 相間の平均ひずみの相違が大きくなることを報告している。これは 2 相間の硬さの差が大きいほど変形時の 2 相間のひずみの相違が大きくなり、ボイドが発生しやすいことを意味している。友田らによれば 2 相間の硬さの相違はボイドの連結には影響しない¹³⁾ ので、第 2 相の量がほぼ同等の材料の延性破壊挙動はボイドの発生によつて支配される。このような観点から両焼入方式によつて製造した Steel 3 の同一強度レベルでの穴広げ率の大小を Fig. 7 に示す硬さ測定結果にもとづいて推測すると、2 相間の硬さの差が大きい DA 方式材が QA 方式材より低い穴広げ率を示すことになり、Fig. 5 に示す結果と合致する。2 相間の硬さの相違の大小は穴広げ過程でのボイド発生のほか、穴広げ試験片の打抜き加工時にも影響をおよぼし、DA 方式材は QA 方式材に比べて打抜き穴断面のマイクロクラックがより多く発生していると推測される¹⁴⁾。2 相間の平均ひずみの差の有効な決定法についてはなお問題が残されているようであるが、友田ら¹²⁾ によると $C^* \leq 4.0$ の範囲ではその差は比にして 100 倍以下となる。400°C で過時効処理した両焼入方式材 (Steel 3) の引張試験後の破断部を Photo. 3 に示す。Fig. 7 に示すように両材の第 2 相硬さの差は小さいが、第 2 相の変形挙動は両材で大きく異なっており、QA 方式材で第 2 相が大きく変形しているのに対し DA 方式材では第 2 相がほとんど変形していない。

以上のことから、QA 方式材が DA 方式材より同一強度レベルでの穴広げ率がすぐれているのは、フェライトマトリックスと第 2 相の硬さの差が QA 方式材でより小さく、DA 方式材に比べて変形時の 2 相間のひずみが



Steel 3 over aged at 400°C

Photo. 3. Fractured surfaces of a) water quench aging (QA) type and b) direct aging (DA) type cold rolled dual phase steels.

より均一になるため打抜き穴加工時および穴広げ試験時において高い変形領域までボイドの発生が抑制されるためと考えられる。DA方式によつて製造した引張強さ55~60 kgf/mm²のSteel 2が比較的高い穴広げ率を示すのは、第2相の大部分がマルテンサイトに比べて軟らかいベイナイト組織であるためであろう¹⁵⁾。

複合組織鋼板の穴広げ率あるいは局部変形能におよぼす γ_R の影響については、影響しないとする報告¹⁴⁾もあり、局部変形能を劣化させられると思われるデータ¹⁶⁾もある。いずれもこの観点から詳細に調査したものでなく今後明確にしていく必要がある。

5. 結 言

C, Si および Mn の量が異なる複合組織冷延鋼板の強度および延性を再結晶加熱後水焼入れした後過時効処理を実施する連続焼鈍方式(QA方式)と直接過時効処理温度に焼入れて過時効処理を実施する連続焼鈍方式(DA方式)とについて調査した。えられたおもな結果を以下に示す。(1)同一強度レベルでの伸びおよび穴広げ率はC, Si および Mn の量が比較的少ない鋼ではいずれの焼入方式においてもほぼ同等であるが、C, Si および Mn の量が多い鋼では焼入方式によつて大きく異なる。伸びはDA方式がより高い値を示し、穴広げ率はQA方式がより高い値を示す。この結果は焼入方式を選択することによつて伸びあるいは穴広げ率のすぐれた高強度冷延鋼板の作りわけが可能であることを示唆している。(2)焼入方式による鋼の伸びの相違は引張変

形時の n 値の相違で説明される。すなわち、QA方式材では過時効処理温度が低い場合フェライトと硬いマルテンサイト組織となつて、低ひずみ領域で比較的高い n 値を示すが、ひずみの増大につれて n 値が急激に低下するのに対し、DA方式材では広いひずみ範囲にわたつて比較的高い n 値を示す。DA方式材の n 値が高いのは最終的に硬いマルテンサイトが生成するほか γ_R が生成するためと考えられる。この γ_R は引張変形に対して比較的安定であり、高ひずみ領域まで高 n 値を維持させる。C, Si, Mn量の少ないDA方式材では n 値の向上をもたらすほどの γ_R が生成しないことから、DA方式による n 値の向上は、より高強度の鋼板で顕著になると考えられる。(3)QA方式材がより高い穴広げ率を示すのは水焼入時に生成した第2相のマルテンサイトが過時効処理温度の上昇につれて焼もどしされることによつてフェライトマトリックスとの硬度差が小さくなり、変形にともなう両相の境界でのき裂発生抵抗が高まるためと考えられる。

文 献

- 1) 芋瀬正行: 第88・89回西山記念技術講座(日本鉄鋼協会編)(1983), p. 75
- 2) R. G. DAVIES: Metall. Trans. A, **9** (1978), p. 41
- 3) R. G. DAVIES: Metall. Trans. A, **9** (1978), p. 671
- 4) S. T. MILEIKO: J. Mater. Sci., **4** (1969), p. 974
- 5) G. R. SPEICH and P. L. MILLER: Structure and Properties of Dual-Phase Steels, ed. by R. A. KOT and J. W. MORRIS (1979), p. 145 [The Metallurgical Society of AIME]
- 6) P. ÖSTRÖM: Metall. Trans. A, **12** (1981), p. 355
- 7) 友田 陽, 田村今男: 鉄と鋼, **68** (1982), p. 1147
- 8) P. MESSIEN, J. C. HERMAN and T. GRÉDAY: Fundamentals of Dual-Phase Steels, ed. by R. A. KOT and B. L. BRAMFITT (1981), p. 161 [The Metallurgical Society of AIME]
- 9) J. M. RIGSBEE and P. J. VANDERAREND: Formable HSLA and Dual-Phase Steels, ed. by A. T. DAVENPORT (1977), p. 56 [The Metallurgical Society of AIME]
- 10) J. J. YI, K. J. YU, I. S. KIM and S. J. KIM: Metall. Trans. A, **14** (1983), p. 1497
- 11) T. FURUKAWA, H. MORIKAWA, H. TAKECHI and K. KOYAMA: Structure and Properties of Dual-Phase Steels, ed. by R. A. KOT and J. W. MORRIS (1979), p. 281 [The Metallurgical Society of AIME]
- 12) 友田 陽, 田村今男: 鉄と鋼, **67** (1981), p. 439
- 13) 友田 陽, 河村泰文, 黒木剛司郎: 機械学会論文集, **46A** (1980), p. 598
- 14) A. NISHIMOTO, Y. HOSOYA and K. NAKAOKA: Fundamentals of Dual-Phase Steels, ed. by R. A. KOT and B. L. BRAMFITT (1981), p. 447 [The Metallurgical Society of AIME]
- 15) 須藤正俊, 橋本俊一, 細田卓夫, 柴田善一, 平田 清: 神戸製鋼技報, **33** (1983) 4, p. 49
- 16) 松村 理, 佐久間康治, 武智 弘: 鉄と鋼, **71** (1985), S1293