

低炭素熱延高強度鋼板における 残留 γ の生成挙動と伸び特性への影響

河野 治*・脇田 淳一*・江坂 一彬*²・阿部 博*³

Formation of Retained Austenite and Effect of Retained Austenite
on Elongation in Low Carbon Hot-Rolled High Strength Steels

Osamu KAWANO, Jun-ichi WAKITA, Kazuyoshi ESAKA and Hiroshi ABE

Synopsis : Austenite stabilization behavior and effect of retained austenite on elongation of Fe-0.2%C-1.5%Si-1.5~1.7%Mn hot-rolled high strength steels were investigated in the mill-scale test. The results are as follows;

- (1) A large amount of retained austenite (maximum \approx 15vol%) remained in steels as-hot-rolled.
- (2) The two metallurgical processes (ferrite transformation and bainite transformation) are important for the austenite stabilization. Especially ferrite transformation plays an important role to obtain retained austenite in 0.2%C steels. The volume fraction of retained austenite is in proportion to V_{PF}/d_{PF} (V_{PF} ; volume fraction of polygonal ferrite, d_{PF} ; grain diameter of polygonal ferrite).
- (3) TS \times T.El value increases with the volume fraction of retained austenite. It is to be noted that the TS \times T.El values of 25000~30000MPa \cdot % were obtained, which are higher than those of conventional steels.
- (4) TS \times T.El value was improved by increasing of the plastic stability of retained austenite.

Key words : retained austenite; high strength steels; polygonal ferrite; bainite; phase transformation; thermo-mechanical treatment; TRIP; plastic stability; hot-rolled product.

1. 緒言

乗用車の車体軽量化と衝突安全性の向上を背景に種々の熱延高強度鋼板が開発されてきた¹⁻⁵⁾。既に引張強さ(TS)590MPa級熱延高強度鋼板がロードホイールをはじめとして、広く実用化されており、昨今ではさらなる高強度(TS780~980MPa級)化が進行している⁶⁾。

軽量化を背景とした熱延高強度鋼板の開発に際して、鋼板に要求される特性で最も重要なものとしてプレス成形性が挙げられる。また、鋼板が適用される部品にはロードホイールをはじめとして耐久性が重視される部品が多いこと、その接合手段として、スポット溶接、アーク溶接が用いられることから、疲労特性と溶接性も重要な特性の一つである。

従来、プレス成形性と疲労特性に優れる溶接可能な熱延高強度鋼板として、フェライトとマルテンサイトの2相で構成されるDP(Dual Phase)鋼が知られているが⁷⁾、その鋼板特性はかならずしも充分ではない。例えば、そのプレス成形性は代用特性の一つである伸び特性の指標として使用される強度-伸びバランスと称する引張強さと全伸び(T.El)

の積にして、たかだかTS \times T.El=20000MPa \cdot %であり、さらなる高強度化を推進するためにはTS \times T.El=25000MPa \cdot %レベルを有する特性のより優れた新たな高強度鋼板の開発が要望されている。すなわち、TS590MPa級DP鋼をTS780MPa級鋼へ代替する場合、プレス成形に耐えるためにはTS590MPa級DP鋼と同等のT.El(30%程度)を持ったTS780MPa級鋼が必要であり、TS \times T.Elにして25000MPa \cdot %レベルが必要である。しかし、TS780MPa級DP鋼ではTS \times T.El=20000MPa \cdot %レベルのためT.El=25%程度であり、伸び特性が不足する。

近年、その要望に応えるべく、高合金鋼において知られていた残留オーステナイト(γ_R)の歪誘起変態による伸び改善効果^{7,8)}(変態誘起塑性TRIP; Transformation Induced Plasticity)を普通鋼に適用する研究が盛んに行われており、その優れた伸び特性は共通認識となりつつある。

しかしながら、その研究の主体は高炭素鋼(C \geq 0.4mass%)ないしはCr, Mo等を含む合金鋼を対象とした熱延ないしは冷延鋼帯の再加熱処理(いわゆるオーステンパー処理)時のベイナイト変態挙動に焦点を当てたものであり^{9,10)}、溶接可能な低炭素鋼を対象とした熱延ままの鋼板に関する報

平成7年9月29日受付 平成7年11月29日受理 (Received on Sep. 29, 1995; Accepted on Nov. 29, 1995)

* 新日本製鐵(株)大分技術研究部 (Oita R&D Lab., Nippon Steel Corp., 1 Oaza-Nishinosu Oita 870)

* 2 新日本製鐵(株)大分技術研究部 (現:(財)日本品質保証機構) (Oita R&D Lab., Nippon Steel Corp., now Japan Quality Assurance Organization)

* 3 新日本製鐵(株)大分製鐵所 (Oita Works, Nippon Steel Corp.)

告は少ない。また、 γ_R を含む鋼板のマイクロ組織を定量的に観察し、特にフェライト変態制御の観点から鋼板特性との関連を論じた報告は見あたらない。

著者らはフェライト変態制御を中心に鋼板特性と γ_R の関連を検討し、熱間圧延工程に於ける加工熱処理にて相変態を制御することにより、 γ_R を含む低炭素熱延高強度鋼板を実生産設備で開発し、商業生産中である。以下にその γ_R の生成挙動と伸び特性への影響について報告する。

2. 実験方法

供試鋼の化学成分をTable 1に示す(以下、化学成分の%表示はmass%を示す)。実生産設備において溶製・鋳造された鋼であり、C, Si, Mnを基本成分としている。良好なスポット溶接性を得るためにC含有量を0.2%とした。また、脱酸元素として、微量のAl(<0.04%)を添加するとともに、成形性と溶接性を向上させる目的で、P含有量を0.02%以下、S含有量を0.003%以下とした。

室温でオーステナイト(γ)が残留するためには、未変態 γ のマルテンサイト変態開始温度(M_s 点)を少なくとも室温より低くすることが条件となる。 M_s 点に及ぼす化学成分の影響として、例えば(1)式がStevenら¹⁴⁾によって提示されている。

$$M_s(^{\circ}C) = 561 - 474\%C - 33\%Mn - 17\%Ni - 17\%Cr - 21\%Mo \dots\dots\dots (1)$$

(1)式によれば供試鋼の平均組成では M_s 点は680K程度である。そのため、フェライト(α)相からのC排出と γ 相へのC濃化を伴う γ/α 相変態(フェライト変態、ベイナイト変態)により未変態 γ 中へのC濃化を促進し、さらに M_s 点を低下させることが必要となる。

γ/α 相変態挙動を変化させるために、実生産設備において以下のタイプA及びタイプBの2つの熱間圧延条件を採用し、試験を行った。その加工熱処理の履歴を模式的にFig.1(a)~(b)に示す。

Fig. 1 (a)に示すタイプAは仕上圧延終了後、ホットランテーブルにて急速冷却し、巻き取る加工熱処理である。フェライト変態率、ベイナイト変態率を変化させる目的でそれぞれ仕上圧延終了温度(FT)を約1050~1150K、巻取温度(CT)を約470~810Kに変化させた。

Fig. 1 (b)に示すタイプBは仕上圧延終了後、ホットランテーブルにて温度T1まで急速冷却し、次に温度T2まで緩冷却し、再び急速冷却して、巻き取る加工熱処理である。タイプAよりフェライトを粗粒化させることを目的にFTを高温(約1170K)とし、また、フェライト変態率を変化させる目的で緩冷却時間一定(約7秒)のもとで緩冷却温度域(T1~T2)をT1=約980~1090K、T2=約840~940Kに変化させた。急速冷却は水冷により、緩冷却は放冷により行った。なお、CTは約660K一定とした。

得られた鋼板のマイクロ組織観察を行うとともに、引張試験により伸び特性を評価した。マイクロ組織観察はナイトール腐食及び特殊腐食^{12,13)}の後、光学顕微鏡により実施し、相の同定、画像処理装置によるポリゴナルフェライト(PF)占積率およびPF粒径の定量化を行った。また、(200) α 、(220) γ のX線回折強度(Mo-K α)から残留 γ 体積率($V_{\gamma R}$)を算出した¹⁴⁾。引張試験はJIS-5号試験片を用い、室温において試験速度10mm/minにて実施した。

3. 実験結果

3.1 鋼板のマイクロ組織観察結果及び $V_{\gamma R}$ 測定結果

タイプAの加工熱処理においてFT及びCTを変化させた場合のマイクロ組織観察結果と $V_{\gamma R}$ 測定結果をそれぞれFig. 2とFig. 3に示す。

Fig. 2によるとFTが低い場合(例えばFT=1053K)にはPFと分散した第2相で構成され、一方、FTが高い場合(例えばFT=1153K)にはPFが減少し、針状フェライト及び第2相が増加する。CTが高い場合(例えばCT=698K)、第2相はベイナイト(B)であるが、CTが低い場合(例えばCT=548K)、第2相にマルテンサイト(M)の混入が認められる。

Fig. 3によると γ_R はCTが約750K以下の場合にのみ生成し、

Table 1. Chemical compositions and M_s temperatures of steels used.

Compositions (mass%)			M_s (K)
C	Si	Mn	
0.2	1.5	1.5~1.7	683~690

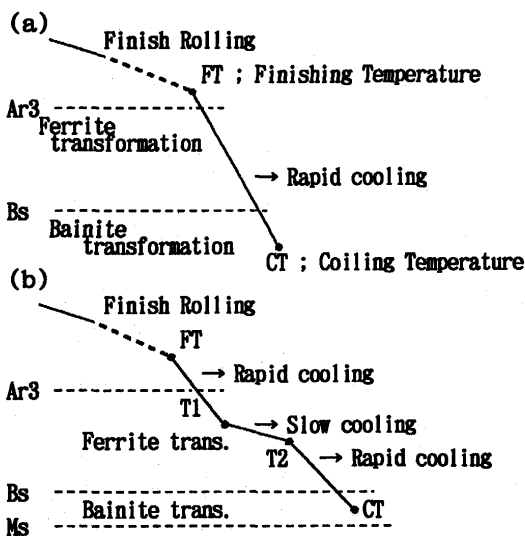
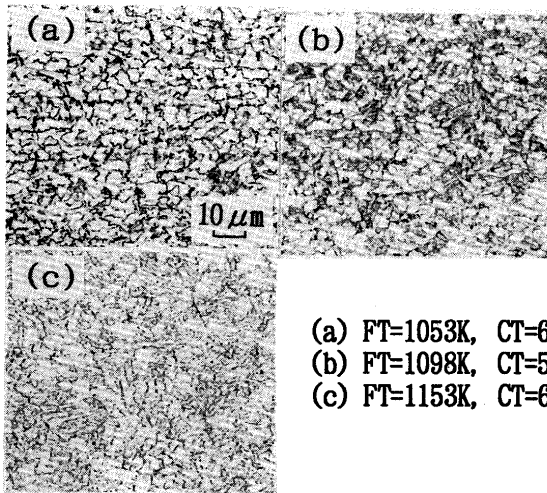


Fig. 1. Scheme of two patterns of hot rolling. (a) Type-A; The pattern to change FT and CT. (b) Type-B; The pattern to change T1 and T2.



(a) FT=1053K, CT=698K
 (b) FT=1098K, CT=548K
 (c) FT=1153K, CT=688K

Fig. 2. Typical microstructures of steel with different FT and CT. (a) FT=1053K, CT=698K (b) FT=1098K, CT=548K (c) FT=1153K, CT=688K

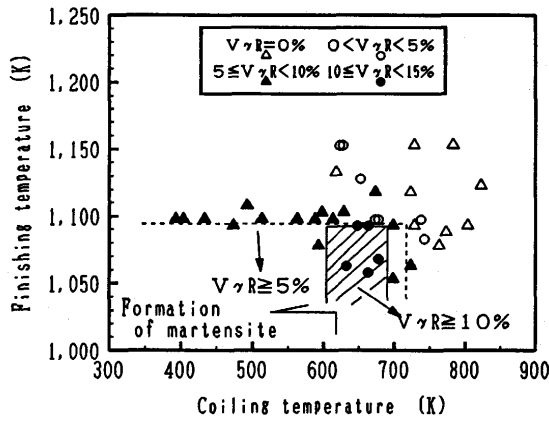


Fig. 3. Influence of FT and CT on $V_{\gamma R}$.

CT=600~680Kで $V_{\gamma R}$ が最大となる傾向を示す。また、FTの低下に伴い、 $V_{\gamma R}$ は増加する。FT \leq 約1095K, CT \leq 約700Kの範囲で5%以上の $V_{\gamma R}$ が得られ、FT \leq 約1090K, CT=約600~680Kの範囲で10%以上の $V_{\gamma R}$ が得られる。

タイプBの加工熱処理において緩冷却温度域(T1~T2)を変化させた場合のミクロ組織観察結果と $V_{\gamma R}$ 測定結果をそれぞれFig. 4およびFig. 5に示す。

Fig. 4によるとT1~T2が低い場合(例えばT1=981K, T2=843K)は、T1~T2が高い場合(例えばT1=1089K, T2=935K)に比較して、PFが多く、針状フェライト及び第2相が少ない。また、PF粒径はFig. 2に示したタイプAの加工熱処理材に比較して大きい。

Fig. 5によると $V_{\gamma R}$ はT1~T2の低下に伴い増加し、T1=1089K, T2=935Kでは約2%の $V_{\gamma R}$ しか得られないのに対し、T1=981K, T2=843Kでは約9%の $V_{\gamma R}$ が得られる。

3・2 鋼板の引張試験結果

Fig. 2とFig. 4において $V_{\gamma R}$ を測定した鋼板の引張試験結

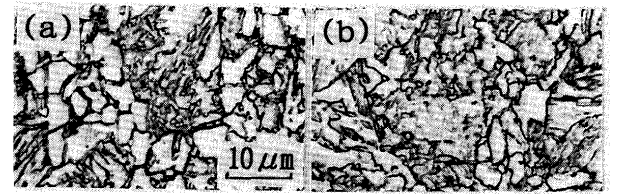


Fig. 4. Typical microstructures of steel with different T1 and T2. (a) T1=981K, T2=843K, FT=1173K, CT=673K (b) T1=1089K, T2=935K, FT=1178K, CT=653K

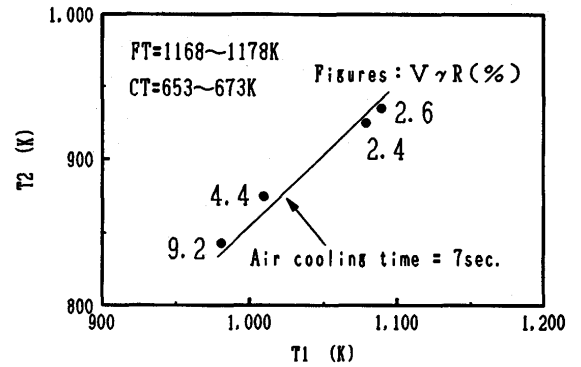


Fig. 5. Influence of T1 and T2 on $V_{\gamma R}$.

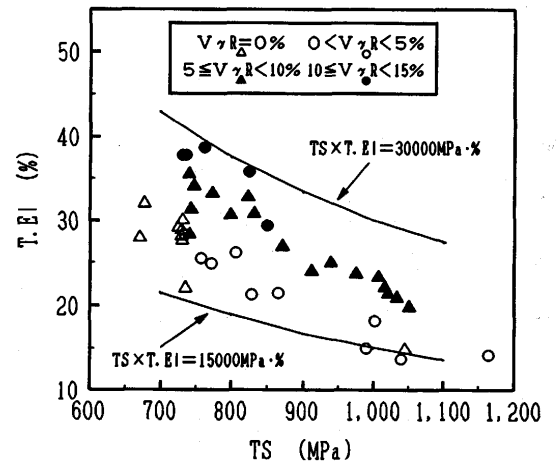


Fig. 6. Relation between T.EI and TS obtained by JIS-5 specimens.

果をFig. 6に示す。 $V_{\gamma R}$ で鋼板特性は層別され、TSが同程度の場合、 $V_{\gamma R}$ の多い鋼板がより高いT.EIを示す。例えばTS780MPa級において比較すると、 $V_{\gamma R} < 5\%$ でT.EI=25%前後、 $5\% \leq V_{\gamma R} < 10\%$ でT.EI=約30~35%、 $10\% \leq V_{\gamma R} < 15\%$ でT.EI=約35~40%であり、5%以上の γ_R の存在によりTS590MPa級DP鋼並でないしはそれ以上の伸びが得られる。

4. 考察

4・1 熱間圧延時の相変態挙動と γ_R の生成

γ_R の生成と相変態挙動の関係について検討を加えた。まず、フェライト変態域での挙動に着目する。Fig. 2では

FTの低下に伴いPFの増加が認められ、Fig. 3ではFTの低下に伴い γ_R の増加が認められた。すなわち、FTの低下により、PFと γ_R はともに増加している。同様にFig. 4ではT1~T2の低下に伴うPFの増加が認められ、Fig. 5ではT1~T2の低下に伴う γ_R の増加が認められた。すなわち、T1~T2の低下により、PFと γ_R はともに増加している。これはFTないしはT1~T2の低下に伴うPF変態率の増大により、未変態 γ 中のC濃度(C_γ)が増加し、 γ_R の増加に寄与した結果と考えられる。従ってフェライト変態制御にあたっては針状フェライトの生成を抑制し、PFの生成を促進することが γ_R の増加に効果的である。

次にB変態域での挙動に着目する。Fig. 2とFig. 3に示したようにCTの低下(<約620K)に伴う γ_R の減少は、Mの生成と対応している。これは、未変態 γ 粒の中でC濃度が低い粒が巻取時にMへ変態した結果と考えられる。PF変態率が60%、PF中のC濃度が0.02%と仮定すると、供試鋼の平均C濃度が0.2%であるから、PF変態終了時点での未変態 γ (40%)中のC濃度は、マスバランスより約0.47%となる。未変態 γ 中のMn濃度を1.5%と仮定して、(1)式によりPF変態終了時点での M_s 点を試算すると、約560Kとなる。未変態 γ 粒毎にC濃度に0.1%程度の若干のゆらぎがあるとすれば、試算した M_s 点(約560K)と先述の実験結果(約620K)は概ね符合するといえる。さらにB変態率が30%、B中のC濃度が0.24%¹⁵⁾と仮定すると、同様にB変態終了時点での未変態 γ (10%)中のC濃度は約1.2%、B変態終了時点での M_s 点は約220Kと推定される。 M_s 点が室温(300K)以下であるため、未変態 γ (10%)はそのまま γ_R として存在することが可能となる。以上の γ/α 相変態(PF変態、B変態)による未変態 γ 中へのC

濃化と M_s 点の低下の関係を模式的に示すとFig. 7となる。

また、FTが高温となりPF変態率が減少するとCTによらず V_{γ_R} は5%未満となることがFig. 3より認められる。したがって、 γ_R の生成に及ぼすPF変態の寄与とB変態の寄与を比較すると、本供試鋼のような低炭素鋼で γ_R を増すためにはPF変態が第一義的に重要であることが示唆される。

4.2 V_{γ_R} に及ぼすPF体積率とその粒径の影響

上記より γ_R の生成にPF変態が第一義的に重要な役割を果たすことが確認された。以下にPF変態に焦点を当てて検討を進める。Fig. 8に特殊腐食による光学顕微鏡写真例を示す。 γ_R の存在箇所がPFとPFの界面及びPFとBの界面であることが観察される。すなわち、 γ_R の存在箇所はPF変態完了時点におけるPFと未変態 γ の界面である。従って、 γ_R の生成挙動を検討するに際して、PFと未変態 γ の界面に着目した。PF変態完了時点で未変態 γ 中にPFが分散していると仮定すると、PFと未変態 γ の界面積はPFの表面積に等しく、 V_{PF}/d_{PF} (V_{PF} :PF体積率、 d_{PF} :PF粒径)で表現することができる。Fig. 2とFig. 4で V_{γ_R} を測定した鋼板を対象にCTがおよそ670K一定のもとで V_{PF}/d_{PF} と V_{γ_R} との関係をFig. 9に整理した。 V_{PF}/d_{PF} と V_{γ_R} の両者には良好な相関が認められ、PFと未変態 γ の界面積が γ_R の生成挙動に影響することを示唆している。4.1で述べたようにPF変態完了時点におけるPFと

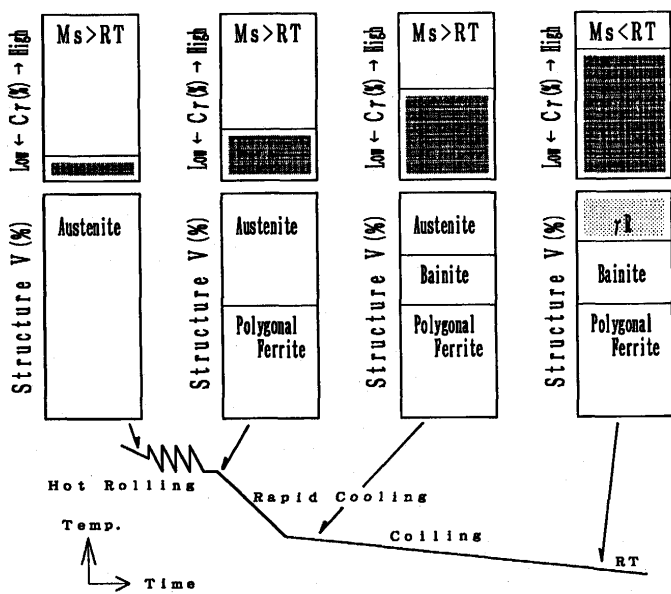


Fig. 7. Schematic diagram of austenite stabilization mechanism. C_γ : Carbon content in austenite V: Volume fraction of phase RT: Room temperature

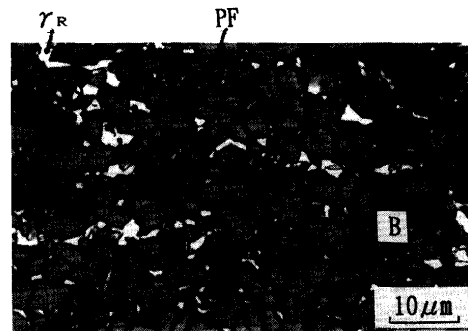


Fig. 8. Typical microstructures of steel with polygonal ferrite, bainite and γ_R .

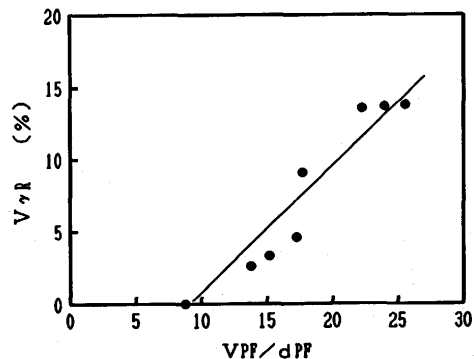


Fig. 9. Relation between V_{γ_R} and V_{PF}/d_{PF} .

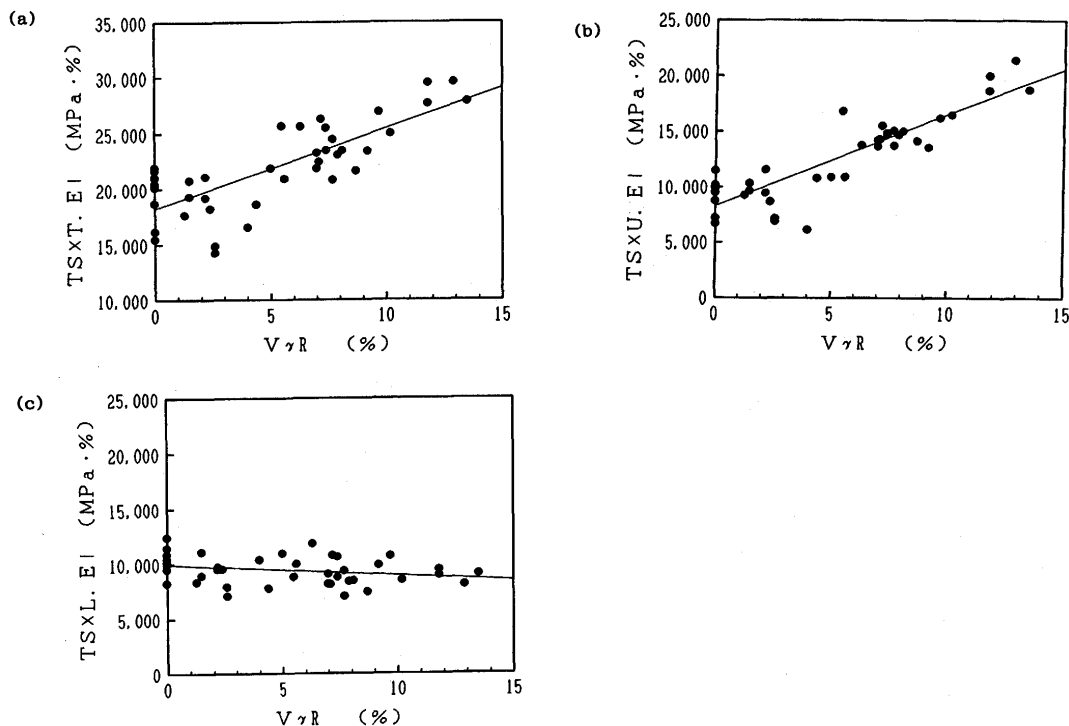


Fig. 10. Influence of $V_{\gamma R}$ on $TS \times EI$. (a) $TS \times T.EI$ (Total Elongation) (b) $TS \times U.EI$ (Uniform Elongation) (c) $TS \times L.EI$ (Local Elongation)

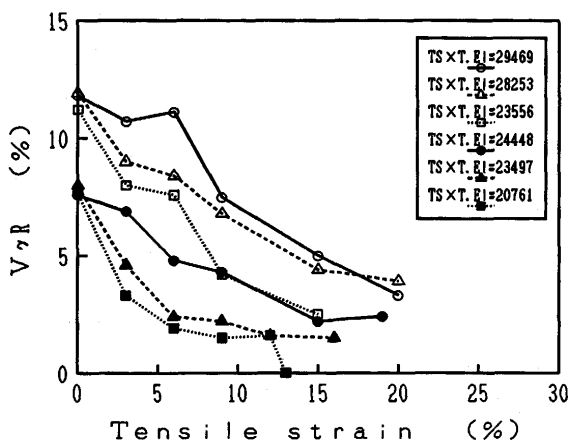


Fig. 11. Changes in $V_{\gamma R}$ as a function of the amount of tensile strain.

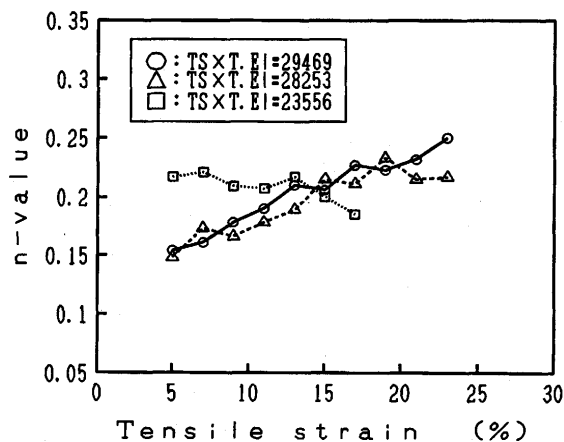


Fig. 12. Changes in n-value as a function of the amount of tensile strain.

未変態 γ の界面での C_{γ} は約0.47%と推定され、その後のB変態によるC濃化を通じて最終的に γ_R として存在しうる約1.2%程度の C_{γ} に達することを考慮すると、PFと未変態 γ の界面積が多いことがB変態挙動に影響を及ぼして γ を残留しやすくしていると考えられる。B変態挙動の変化については今後の課題であるが、少なくともPF変態完了時点においては V_{PF}/d_{PF} を大きくすることが $V_{\gamma R}$ を増加させるための要件であり、PF変態率増加とその細粒化が効果的であるといえよう。

4.3 強度—伸びバランスに及ぼす $V_{\gamma R}$ の影響

Fig. 6で引張試験結果を示した鋼板を対象として強度—伸びバランスに及ぼす $V_{\gamma R}$ の影響をFig.10に整理した。

$V_{\gamma R}$ の増加に伴い、 $TS \times T.EI$, $TS \times U.EI$ が向上する。DP鋼の特性レベル($TS \times T.EI = 20000 \text{ MPa} \cdot \%$)を越える $TS \times T.EI = 25000 \text{ MPa} \cdot \%$ の達成が可能となり最高で $TS \times T.EI = 30000 \text{ MPa} \cdot \%$ が得られている。なお、 $TS \times L.EI$ に変化は認められず、供試鋼の伸び向上はTRIP効果の発現によることを示唆している。

4.4 $TS \times T.EI$ に及ぼす γ_R の引張歪に対する安定性の影響

TRIP効果の源である γ_R の歪誘起変態挙動を検討するため、引張歪に伴う $V_{\gamma R}$ の変化を観察した結果をFig.11に、引張歪に伴うn値の変化($(i-1)\% \sim (i+1)\%$ 間のn値を $i\%$ 引張歪のn値とした)をFig.12に示す。 $V_{\gamma R}$ およびその引張歪に対する安定性はタイプAの加工熱処理で種々の条件を採用する

ことにより変化させ、引張により所定の歪を与えたJIS-5号試験片の平行部を評価対象とした。Fig.11によると引張歪の増大により V_{γ_R} は減少し、歪誘起マルテンサイト変態が起こっていることを示唆しているが、変形前期(<約15%)において引張歪に対するその減少率が小さい鋼板でTS×T.Elがより優れることが認められる。Fig.12によると、TS×T.Elで約24000を有する鋼板が歪の増加に伴いn値が徐々に低下するのに対し、TS×T.Elで約28000~29000を有する伸び特性がより優れる鋼板は歪の増加に伴いn値が徐々に増加し、変形前期(<約15%)は前者の方がn値が高いものの変形後期(>約15%)は後者の方がn値が高くなる。これは変形前期で歪誘起マルテンサイト変態する γ_R が前者でより多く、変形後期で歪誘起マルテンサイト変態する γ_R が後者でより多いことに対応すると考えられ、後者のTS×T.Elがより優れるのは変形後期に歪誘起変態する適度な歪安定性を有する γ_R により変形後期まで高い加工硬化率が得られることによると推察され、 γ_R の歪安定性制御の重要性が窺える。

5. 結論

低C-Si-Mn鋼を対象として、熱間圧延時の相変態挙動と γ_R の生成挙動の関連性および鋼板伸び特性に及ぼす γ_R の影響について実機で検討し、以下の結論を得た。

(1) 0.2%Cの低炭素鋼に熱間圧延工程で加工熱処理を加えることにより熱延ままで最高約15%の γ_R が得られる。

- (2) V_{γ_R} を増加させるためには V_{PF} の増加と d_{PF} の細粒化が効果的であり、 V_{γ_R} は V_{PF}/d_{PF} を指標として整理される。
- (3) V_{γ_R} の増加に伴い、TS×T.El, TS×U.Elが向上し、目標レベルのTS×T.El=25000MPa・%レベルの達成が可能となり、最高でTS×T.El=30000MPa・%レベルが得られる。
- (4) V_{γ_R} が等しい場合、 γ_R の引張歪に対する安定性の向上に伴い、TS×T.Elが向上する。

文 献

- 古川 敬, 森川博文, 遠藤道雄: 鉄と鋼, **65** (1979), A189.
- 加藤 弘, 小山一夫, 松津伸彦, 後藤和芳, 末木裕治, 増井浩昭: 製鉄研究, **312** (1984), 41.
- 国重和俊, 長尾典昭, 林 豊, 高 隆夫, 浜松茂喜: 住友金属, **36** (1984), 149.
- 須藤正俊, 岩井隆房: 鉄と鋼, **68** (1982), 1185.
- 篠崎正利, 橋本 弘, 加藤俊之, 入江敏男: 川崎製鉄技報, **14** (1982), 452.
- 日経マテリアル&テクノロジー: 設計技術者のためのやさしい自動車材料, (1994), 17.
- V.F.Zackay, E.R.Parker, D.Fahr and R.Bush: Trans.Am. Soc. Met., **60** (1967), 252.
- 山田利郎, 篠田研一: 日新製鋼技報, **43** (1980), 1.
- 澤井 巖, 内田尚志, 神坂栄治: 鉄と鋼, **71** (1985), S1292.
- 松村 理, 佐久間康治, 武 智弘: 鉄と鋼, **71** (1985), S1293.
- W.Steven and A.G.Haynes: J.Iron Steel Inst., **183** (1956), 349.
- 岩下幸博, 太田達雄, 坂本研哉, 野村 豊: 特公昭 63-39674.
- 土師純治, 後藤克之: 材料とプロセス, **6** (1993), 1698.
- 円山 弘: 熱処理, **17** (1977), 4, 198.
- K.Tsuzaki, A.Kodai and T.Maki: Proc. Int. Conf. on Martensitic Transformations, California, (1993), 761.