

© 1991 ISIJ

/////////
論 文
/////////

高強度薄鋼板のプレス成形特性におよぼす 残留オーステナイトの影響

松村 理*・佐久間康治*²・石井良男*³・趙 金福*⁴

Effects of Retained Austenite on Formabilities of High Strength Sheet Steels

Osamu MATSUMURA, Yasuharu SAKUMA, Yoshio ISHII and Zhao JINFU

Synopsis:

Effects of retained austenite on press-formabilities were investigated, using austempered 0.4C-Si-1.2Mn sheet steels with high tensile strength more than 100 kgf/mm².

The results showed plausible relationships between formabilities and initial fraction of retained austenite (V_{γ_0}). As V_{γ_0} increased, height of stretch forming increased linearly to the maximum at 0.2 V_{γ_0} , and bendability as well as hole expandability of mechanically grinded hole were gradually improved to the best at 0.15~0.2 V_{γ_0} . On the other hand, hole expandability of punched hole decreased slightly in less than 0.15~0.2 V_{γ_0} with V_{γ_0} increasing. More than 0.2 or 0.15~0.2 V_{γ_0} , all of these formabilities decreased extraordinarily.

It was concluded that these effects of retained austenite on pressformabilities can be clearly understood in terms of V_{γ_0} and k : a rate constant relating rate of deformation-induced transformation with uniaxial tensile strain, as a parameter showing stability of retained austenite in press-forming.

Key words: high strength cold rolled sheet steel; retained austenite; TRIP; deformation-induced transformation; stretch forming; minimum bending radius; hole expanding ratio; formability; austempering.

1. 緒 言

鋼中残留オーステナイト(γ_R)の効果については数多くの議論がなされている。厚鋼板の分野では γ_R は加工誘起マルテンサイトとして局部延性あるいは靱性を損なうものとされている¹⁾。一方 γ_R の変態誘起塑性(TRIP効果)により全伸び(EL_t)もしくは均一伸び(EL_u)の向上が期待できることもよく知られており^{2)~13)}、これはプレス成形性を重視する薄鋼板の分野においてはきわめて望ましい特性といえる。 γ_R を含む薄鋼板をプレス成形用として実用化するに際しては、 EL_t や EL_u 向上等の長所を最大限生かし、局部延性劣化等の問題点を最小限にとどめることが重要なポイントとなる。

このような観点からプレス成形性におよぼす γ_R の影響を調べるにあたって問題点が二つある。一つは γ_R を

含む鋼は非常に複雑な組織から成り多くの因子を含むため、 γ_R 独自の効果を把握し難いという点である。もう一つは γ_R の効果が γ_R 量(V_{γ_0} :体積分率)だけでは表しえず γ_R の質(加工に対する安定性)も考慮すべきであるという点である。一般に γ_R の加工に対する安定性は γ_R 中のC, Ni, Mn等化学的安定性に依存するだけでなく種々の組織的因子の影響も受ける。このような加工時における安定性を統一して評価する方法は確立されていない。

このような状況を考慮し、本報告ではプレス成形性におよぼす γ_R の効果をできるだけ明瞭に抽出することを目的とし(1)二相域均熱後375°Cおよび400°Cでオーステンパー処理した強度100 kgf/mm²(981 MPa)以上の0.4C-Si-1.2Mn鋼を使用し、(2) V_{γ_0} だけでなく加工に対する安定性を表す指標 k (一軸引張りにおける歪

昭和63年10月本会講演大会にて発表 平成2年8月31日受付 (Received Aug. 31, 1990)

- * 新日本製鉄(株)薄板研究センター (現:横浜国立大学工学部) (Sheet & Coil Research Lab., Nippon Steel Corp., Now Faculty of Engineering, Yokohama National University, 156 Tokiwadai Hodogaya-ku Yokohama 240)
- *² 新日本製鉄(株)薄板研究センター (現:新日本製鉄(株)鉄鋼研究所) (Sheet & Coil Research Lab., Nippon Steel Corp., Now Steel Research Laboratories, Nippon Steel Corp.)
- *³ 新日本製鉄(株)君津技術研究部 (Kimitsu R & D Lab., Nippon Steel Corp.)
- *⁴ 中国科学院瀋陽金属研究所 (Shenyang Inst. of Metals, Academia Sinica of China)

みと加工誘起変態率とを関係づける速度定数⁷⁾⁸⁾を用いて検討を行ったのでその結果を報告する。

2. 実験方法

Table 1 に化学成分を示す鋼を熱延 (3.5 mm 厚) および冷延 (1.4 mm 厚) した後, Fig. 1 に示す熱処理を行った。Si 量およびオーステンパー処理温度 (T_2), 時間 (t_2) を変えることにより, V_{γ_0} および γ_R の加工に対する安定性が種々異なる供試鋼を得た。C 量を変えずに Si 量を変えたのは強度レベルの大幅な変化を避け, しかも V_{γ_0} や加工に対する安定性を変えるためである。二相域均熱温度 (T_1), 時間 (t_1) については, 予備試験にもとづき鋼 B1, B2, B3 と最終的にフェライト分率 40% 程度となるように選んだ。

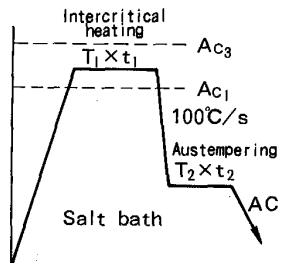
供試鋼の一軸引張特性, 組織分率およびオーステン

パー処理条件を Table 2 に示す。引張試験片は L 方向 (長軸が圧延方向に平行) JIS5 号タイプ, 引張速度は 10 mm/min とし, 種々の一軸引張特性値: 降伏強度 (YP), 引張強度 (TS), El_t , El_u および極限変形能 (ϵ_f)¹⁴⁾ を求めた。X 線回折法により V_{γ_0} を求め, 着色腐食・光学顕微鏡観察法¹⁵⁾ によりフェライト量 (V_a), ベイナイト量 (V_B) および V_{γ_0} + マルテンサイト量 (V_{M_0}) を求めた。 V_{M_0} は, 着色腐食・光学顕微鏡法で得た $V_{\gamma_0} + V_{M_0}$ と X 線回折法で得た V_{γ_0} との差および一部電顕観察も行い推定した。

事前の検討によれば 0.4C-Si-1.2Mn 鋼の場合, オーステンパーを 375~400°C で行ったときに引張強度と伸びの積 ($TS \times El_t$) で表わされる強度-延性バランスが最も優れる。したがってプレス成形特性の測定は主に Table 2 中 375°C および 400°C でのオーステンパー処理鋼 (無印のもの) を使用した。これらは V_{γ_0} が 0~0.25 (0~25%), V_{M_0} が 0.10 以下, V_a が 0.30~0.50, V_B が 0.30~0.60 で TS レベルは 100~115 kgf/mm² の範囲内にある。375°C および 400°C でのオーステンパー処理鋼でも強度の高いもの (*印: $TS > 115$ kgf/mm²), および 425°C 処理鋼 (*2印) については, 必要に応じ適

Table 1. Chemical composition (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Sol. Al	T. N
B1	0.392	1.160	1.200	<0.0020	<0.0010	0.045	0.0034
B2	0.383	1.460	1.200	<0.0020	<0.0010	0.045	0.0066
B3	0.391	1.990	1.200	<0.0020	<0.0010	0.045	0.0061



steel	T_1 (°C)	t_1 (min)	T_2 (°C)	t_2 (min)
B1	770	5	375	1
B2	790		400	2
B3	810		425	5

Fig. 1. Sample preparation.

Table 2. Mechanical properties and structures of specimens.

Steel	YP(kgf/mm ²)	TS(kgf/mm ²)	El_t (%)	El_u (%)	ϵ_f	V_{γ_0} Xray	V_a O.M.	V_B O.M.	V_{M_0} O.M.	T_2 (°C)	t_2 (min)
*B1-1	70.9	122.7	25.3	20.1	0.42	0.231	0.33	0.44	0.03	400	1
B1-2	66.4	109.8	30.6	24.3	0.82	0.213	—	—	—	400	2
B1-3	74.5	102.3	30.0	21.6	0.99	0.155	0.37	0.50	0.00	400	5
B1-4	77.2	102.2	20.3	12.6	0.97	0.070	0.44	0.53	0.00	400	15
B1-5	86.4	102.3	15.5	9.2	0.92	0.007	—	—	—	400	40
B1-6	78.9	115.0	26.0	19.0	0.87	0.179	0.41	0.42	0.00	375	5
B1-7	83.7	107.6	23.8	15.0	0.96	0.128	0.32	0.52	0.00	375	15
B1-8	86.6	108.8	18.6	11.2	1.07	0.063	—	—	—	375	40
*2B2-1	53.6	99.4	29.3	22.2	0.73	0.144	0.38	0.43	0.02	425	1
*B2-2	77.9	134.6	23.4	18.2	0.40	0.215	0.42	0.26	0.09	400	1
B2-3	71.7	114.8	30.7	23.8	0.74	0.232	0.40	0.38	0.00	400	2
B2-4	75.1	105.5	34.5	26.6	0.89	0.197	0.36	0.41	0.00	400	5
B2-5	79.1	103.9	27.7	19.4	0.92	0.141	0.38	0.47	0.00	400	15
B2-6	86.9	106.1	16.8	9.9	0.88	0.032	0.40	0.57	0.00	400	40
B2-7	85.4	109.4	29.0	22.5	1.00	0.165	0.41	0.44	0.00	375	15
B2-8	86.4	108.8	26.5	16.3	1.00	0.135	—	—	—	375	40
*2B3-1	51.9	108.0	28.1	22.3	0.51	0.251	0.47	0.27	<0.02	425	1
*2B3-2	64.7	99.6	28.3	21.8	0.87	0.158	0.47	0.34	0.00	425	15
B3-3	71.7	138.7	18.8	17.2	0.32	0.226	0.50	0.23	0.00	400	1
B3-4	69.3	110.7	35.5	29.0	0.73	0.234	0.47	0.32	0.00	400	5
B3-5	76.3	106.0	38.0	31.0	0.94	0.216	0.48	0.31	0.00	400	15
B3-6	77.9	106.7	33.4	26.1	0.93	0.187	—	—	—	400	40
*B3-7	79.7	124.3	28.7	22.0	0.76	0.220	—	—	—	375	5
B3-8	87.8	114.7	31.3	23.6	0.90	0.191	—	—	—	375	15

No marks : Austempered at 375°C and 400°C with TS of 100~115 kgf/mm²

* : Austempered at 375°C and 400°C with $TS > 115$ kgf/mm²

*2 : Austempered at 425°C

宜使用することとした。 γ_R 粒径は例えば B2-2 (400°C $\times$ 1 min) で 5 μm 以下, B2-6 (400°C $\times$ 40 min) で 1.5 μm 以下で保持時間 (t_2) とともに減少する。他もほとんどこの範囲内にある。

以上述べた供試鋼を用いて次の実験を行った。

(1) 球頭ポンチ張出試験

防錆油を潤滑として用いた 100 mm ϕ の球頭ポンチで 150 mm $\times$ 150 mm ($\times$ 1.4 mm) にブランクした素材を成形し、破断した時の成形高さ (H) を測定した。

(2) 曲げ試験

シア切断による剪断ままの 35 mm $\times$ 70 mm の試験片を用い、曲げ軸を圧延方向とする、いわゆる C 曲げを行った。端部に割れが認められれば不可とし、可となる最小の曲げ半径 (R_{min}) を求めた。

(3) 穴抜き試験

打抜き穴については、80 mm $\times$ 80 mm の板中央部に 9.8 mm ϕ のポンチ、10 mm のダイスを用いて穴明けした。また切削穴については 10 mm ϕ のドリル刃を用いて穴明けした。その後頂角 30° の円錐ポンチによりしわ押さえ力 1 t で穴抜き成形を行った。クラックが板厚を貫通した時点で穴径 (d) を測定し $(d - d_0)/d_0$ で表される、切削穴抜き率 (λ_M) 打抜き穴抜き率 (λ_P) を求めた。ここで d_0 は穴抜き成形前の穴径である。

3. 実験結果

3.1 プレス成形特性と一軸引張特性

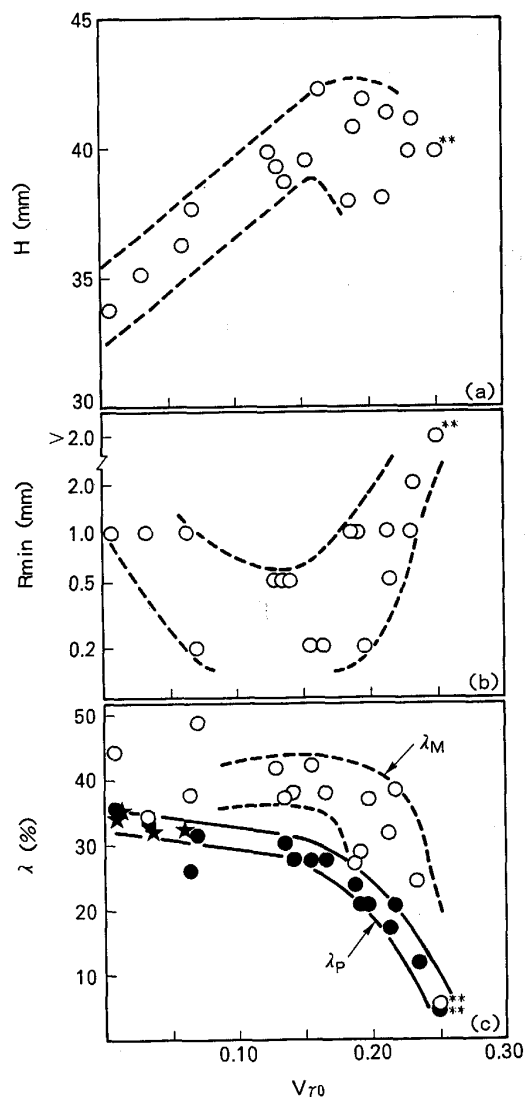
一軸引張特性はプレス成形特性を予測する上で最も一般的な方法である。予備調査として Table 2 にもとづき H と EL_t , R_{min} , λ_M , λ_P と ϵ_f の関係を調べた。その結果 H が一軸引張りの EL_t (EL_u) と直線的に対応し、 R_{min} , λ_M , λ_P が ϵ_f と相関を有することが確認された。これらは通常材についての既報の対応関係に包含されるかまたはその延長上に位置し、とくに γ_R を含むがゆえの特徴は見出しえなかった¹⁶⁾。

3.2 プレス成形特性と V_{γ_0}

Fig. 2(a)に H と V_{γ_0} との関係を示す。 H は V_{γ_0} に応じ直線的に向上する。ただし V_{γ_0} が 0.20 を超えると H は劣化する。すなわち V_{γ_0} を増せば増すほど H が向上するわけではなく、最適値 (あるいは臨界値) が存在する。

Fig. 2(b), (c)に R_{min} , λ_M , λ_P と V_{γ_0} との関係を示す。なお R_{min} については、これが小なるほど曲げ性良好と評価される。これらから次のことがいえる。

(1) R_{min} , λ_M , λ_P のいずれについても V_{γ_0} が 0.15~0.20 を超えると急激な特性劣化を示す。一方 V_{γ_0} が



** : Steels austempered at 425°C

★ : Commercially produced steels consisting of ferrite and bainite with TS of about 100 kgf/mm²

Fig. 2. Relation between initial volume fraction of retained austenite (V_{γ_0}) and formabilities : (a) H ; forming height, (b) R_{min} ; minimum bending radius, (c) λ_M ; hole expanding ratio of mechanically grinded hole, λ_P ; hole expanding ratio of punched hole, using 0.4C-Si-1.2Mn steels intercritically annealed and austempered at 375°C and 400°C with TS of 100~115 kgf/mm².

0.15~0.20 以下では、 R_{min} , λ_M の場合、 V_{γ_0} 増につれ向上の傾向が見られる。 λ_P については V_{γ_0} 増につれ単調に劣化するが、劣化の程度は 0.15~0.20 を超える場合より小さい。これらの結果から R_{min} , λ_M , λ_P についても、 V_{γ_0} に関して最適値もしくは臨界値が存在することがわかる。なおこの臨界値は H で得られる値よりやや小さい。

(2) 同一 V_{γ_0} に対して、 R_{min} , λ_M のばらつきは大きい、 λ_P のそれは小さい。これは後者は V_{γ_0} に依存す

る度合いが大きくこれに対し前者は V_{γ_0} 以外にも依存する要因があることを示している。なお★印は 100 (kgf/mm²) 級ベイナイト系商用鋼の λ_p を付記したものである。

上述のように各プレス成形特性はそれぞれ V_{γ_0} で整理できる。しかしながらさらに詳細な議論、例えば Fig. 2 の各プレス成形特性間で認められる臨界量の違い、臨界量以上、以下での挙動の違い等を説明するためには、 V_{γ_0} だけでなく、 γ_R の加工に対する安定性も併せ考慮する必要がある。このような観点から次章ではまず(i)プレス成形つまり二軸応力下での加工における γ_R の安定性評価指標として何を用いるかの問題、(ii)加工誘起変態の(板面内)異方性の有無の問題を検討する。つぎにそれらを踏まえて(iii)プレス成形特性におよぼす V_{γ_0} と γ_R の加工に対する安定性の影響を検討する。

4. V_{γ_0} および γ_R の加工に対する安定性とプレス成形特性との関係

4.1 プレス成形時の γ_R の安定性

MATSUMURA ら⁷⁾⁸⁾ はオーステンパーした 0.4C-1.5Si-0.8Mn 鋼の一軸引張りにおける EL_u または $TS \times EL_u$ (EL_t または $TS \times EL_t$ でも同) の向上が γ_R による TSIP 効果にもとづくことを明らかにした。彼らは TRIP 鋼の特徴である高歪み域での加工硬化係数 ($d\sigma/d\varepsilon$) の増大による EL_u の向上¹⁷⁾ を上記の鋼でも認めると同時に $d\sigma/d\varepsilon$ の変化が加工誘起変態率 ($-dV_\gamma/d\varepsilon$) の変化に対応することを見出した[†]。ここで σ , ε は引張真応力、真歪みを表し、 V_γ は ε 付加後の γ_R 量(体積分率)を表す。また別途導いた加工誘起変態の一般式を用いて上記鋼の歪みと加工誘起変態量との関係を解析し、フェライト・ベイナイト地中に微細分散した γ_R の $-dV_\gamma/d\varepsilon$ は次式:

$$-dV_\gamma/d\varepsilon = kV_\gamma^2 \dots\dots\dots (1)$$

ただし $V_\gamma = V_{\gamma_0}/(1 + kV_{\gamma_0}\varepsilon)$

の形で表されるとした。式(1)の速度定数 k は化学的なオーステナイト安定化(C, Mn, Ni による安定化)に限らず一軸引張加工に対する安定性に寄与するすべての因子を含むと考えられ、オーステンパー処理鋼の場合主に γ_R 中の固溶 C 濃度に依存する定数である。式(1)によれば EL_u または $TS \times EL_u$ は V_{γ_0} だけでなく k にも依存し、 V_{γ_0} が同じ場合でも k が小(安定)ならば EL_u または $TS \times EL_u$ は大きいことになる(Appendix)。

しかしながら式(1)は一軸引張試験における(それも L 方向のみ)歪みと加工誘起変態量との関係から得られており、これで得られた k の値を複雑なプレス成形における γ_R の安定性評価指標としてそのまま適用できるという保証はない。また材料自体に結晶学的あるいは機械的な面内異方性があればその影響も考慮する必要がある。一方、3.1 節で触れたように、 H は一軸引張り得られる EL_t (EL_u でも同) とほぼ直線的に対応する。したがって一軸引張りの k を近似的に二軸(応力)成形下での安定性評価指標として転用しても良さそうに思われる。以上の点を明確にするために次のような実験を行った。

鋼 B2 とほぼ同じ成分の鋼を用い、375°C × 5 min のオーステンパー処理を施した材料にスクライブドサークルを付した後、Fig. 3 中に示すプレス成形を行った。ポンチ底部(引張り-引張り)およびフランジ部(引張り-圧縮)より採取した試料(20 mm × 20 mm)について X 線により V_{γ_0} を求め、またプレス前後のスクライブ径変化より相当歪み: $\varepsilon_{eq} = (2/3 \cdot \sum \varepsilon_i^2)^{1/2}$ を求めた。結果を Fig. 3 に示す。これより ε_{eq} を用いれば、加工誘起変態は二軸成形においても一軸引張り(L 方向)とほぼ同じ比率で進行すること、つまり式(1)で ε を ε_{eq} で置き換えればほぼ同じ k の値で表されることが分かる。一方加工誘起変態の面内異方性については、400°C × 5 min 処理した鋼を用い一軸引張りにより調べ

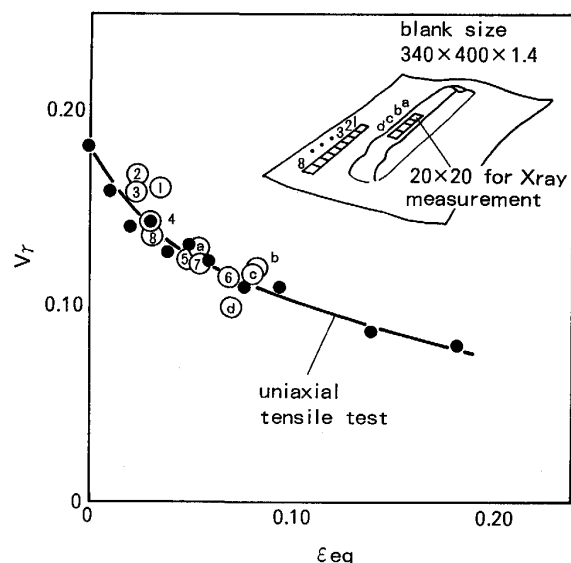


Fig. 3. Relation between volume fraction of retained austenite (V_γ) and equivalent strain (ε_{eq}) compared with biaxial stress forming and uniaxial tensile stretching. Austempered 0.36C-1.5Si-1.2Mn steel held at 375°C for 5 min with TS: 95.1 kgf/mm² and EL_t : 31.5%.

[†] 400°C でオーステンパーした 0.4C-1.5Si-0.8Mn 鋼では歪みの小さい場合を除きおよそ $d\sigma/d\varepsilon \approx 480 \cdot (-dV_\gamma/d\varepsilon) + 50$ (kgf/mm²) と整理された⁸⁾。

た結果を Fig. 4 に示す. これより加工誘起変態と歪みとの関係は Longitudinal, Diagonal, Transverse 三方向でほとんど差異は無く, したがって得られる k の値の差異も無視できる程度としてよい. 以上から, プレス成形時の加工誘起変態に対する γ_R の安定性評価指標として, 一軸引張り (L 方向) で得られる k を採用してもとくに支障はないと判断した.

4.2 供試鋼の V_{γ_0} および k

Table 2 より成分, オーステンパー処理の異なるいくつかの供試鋼を選びそれぞれ種々の一軸引張り歪みをあたえ k を求めた^{7,8)}. 各供試鋼を k と V_{γ_0} で表示したのが Fig. 5 である.

375°C, 400°C でオーステンパー処理した鋼 (Table 2 で無印および * 印) は, V_{γ_0} が 0.15~0.20 のときに k

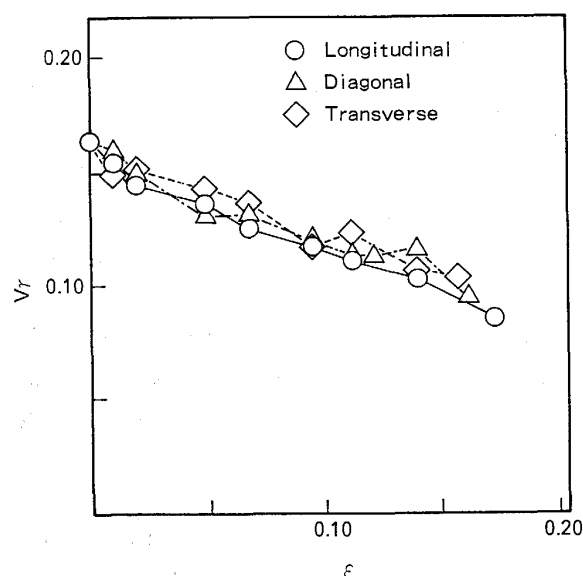


Fig. 4. Relation between volume fraction of retained austenite (V_{γ}) and uniaxial tensile strain (ϵ). Austempered 0.36C-1.5Si-1.2Mn steel held at 400°C for 5 min with $TS: 85.0 \text{ kgf/mm}^2$ and $EL_t: 33.6\%$.

の極小値を有する狭い帯状の領域 (以下帯状領域と称す) にすべて含まれ V_{γ_0} を定めれば k はほぼ一義的に定まる. $TS 115 \text{ kgf/mm}^2$ を超える 4 例 (* 印) は同一 V_{γ_0} でも k は帯状領域内の大きめ (不安定) に位置する. これらはオーステンパー初期に保持を中断し室温に冷却したもので不安定な γ_R がマルテンサイトと共存している. 425°C 処理の 2 例 (** 印) は, 同一 V_{γ_0} でも k は帯状領域より大きい (不安定) 値を示し, 375°C, 400°C 処理鋼とは異なる帯状領域に属することが示唆される. オーステンパー処理鋼の場合 k はおおむね γ_R 中 C 濃度に依存するゆえ⁷⁾, 帯状領域の位置や形も γ_R 中 C 濃度の変化を反映して変わるものと思われる¹²⁾.

Fig. 5 の点 (V_{γ_0} , k) で定まる各供試料が有する材質あるいはプレス成形特性の値をその点に記し等材質線を描くと, その材質を V_{γ_0} および k との関係で把握できる. 例えば Table 2 より求めた $TS \times EL_t$ を V_{γ_0} , k との関係で示したのが Fig. 6 である. γ_R が多いほど, かつ安定なほど $TS \times EL_t$ は大きいという既知の知見⁷⁾ が確認された.

4.3 プレス成形特性と V_{γ_0} および k との関係

Fig. 2 において各特性を最適にする V_{γ_0} が存在し, しかも最適 V_{γ_0} は各特性間で異なること等が見出されたがその理由は不明であった. これらは V_{γ_0} のみでなく k も併せ考慮することにより説明できる.

Fig. 7(a) に H と V_{γ_0} および k との関係を示す. 等しい H レベルを示す線 (等高線) の傾きから, H は V_{γ_0} だけでなく k にも強く依存し, V_{γ_0} が大きくかつ k も小 (安定) となる $V_{\gamma_0} \approx 0.20$ で最も高いことが分かる.

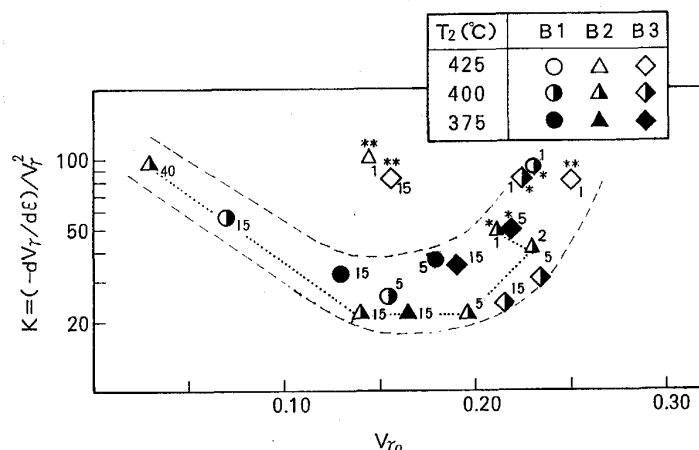


Fig. 5. Steels represented in terms of fraction of retained austenite (V_{γ_0}) and a stability parameter of retained austenite (k). Steels austempered at 375°C and 400°C (no marks and *) are all in area between two dotted lines, while any steels austempered at 425°C (**) are not. Numbers attached to symbols show holding time of austempering.

¹²⁾ 詳細は本報の目的から逸脱するため別の機会に譲るとして, 参考までに Fig. 5 に試料の成分, 処理を記号および添え字で示しておいた. 図の右側 (V_{γ_0} 大) から左側に向かってオーステンパーが進んでおり, これが Si 量 (1.2~2.0%), 温度 (375, 400°C) により帯状領域内で少しづつシフトする. すなわちこのような条件の変化は, 帯状領域の形を変えるものではなく, 単に時間的なずれとしてのみ影響する¹⁹⁾.

この傾向は $TS \times El_t$ (Fig. 6) の場合と全く一致し、張出成形が TRIP 効果を最も有効に活用した成形法であることが分かる。Fig. 7(b), Fig. 7(c) に R_{min} と λ_M についてそれぞれ V_{γ_0} および k との関係を示す。これらの成形特性は H の場合と異なり、 V_{γ_0} も k も共により小さい方が良好である。しかし等高線の傾きから判断する

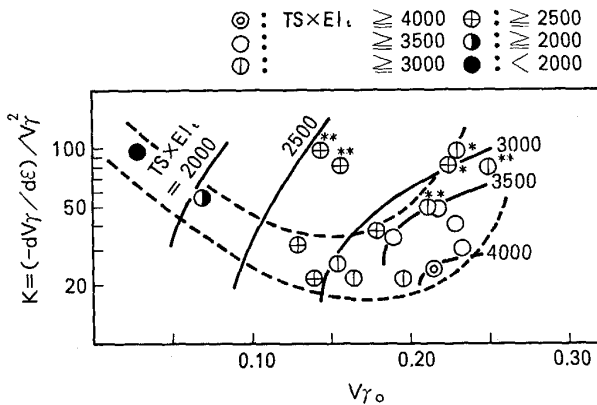
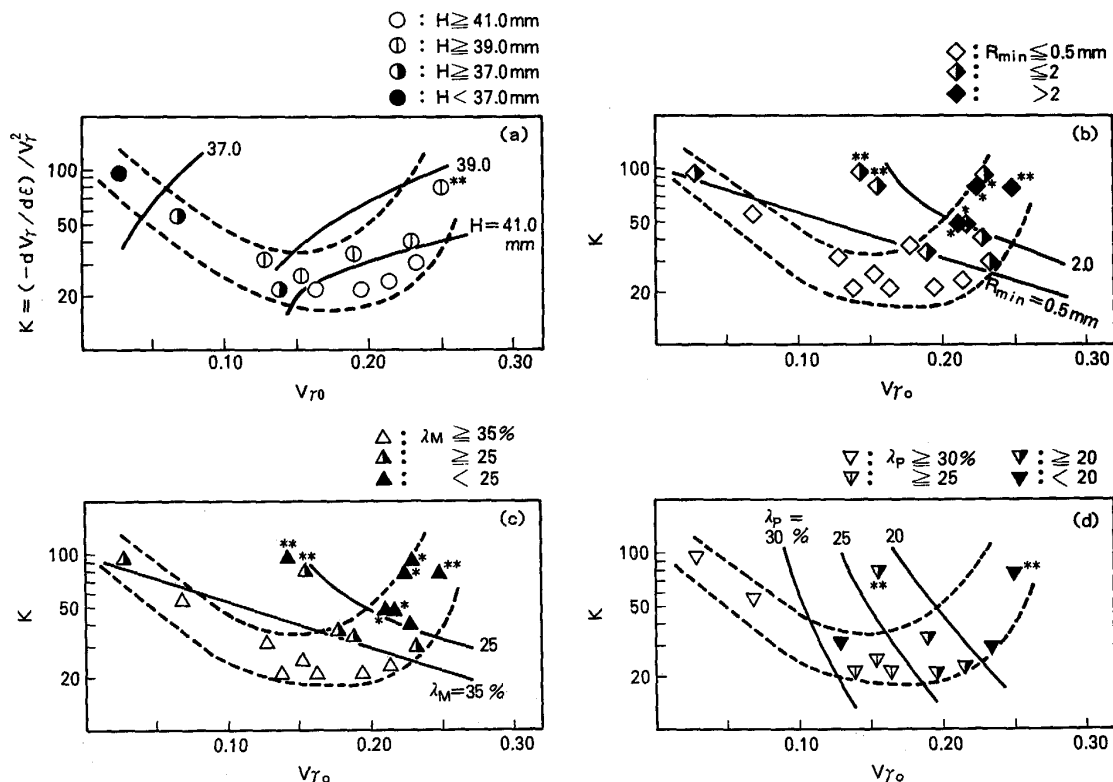


Fig. 6. Effect of fraction of retained austenite (V_{γ_0}) and the stability parameter (k) on $TS \times El_t$ ($\text{kgf/mm}^2 \cdot \%$). The marks (*, **) are the same as in Table 2.

といずれも k に対する依存度が強く、 V_{γ_0} の変化にはあまり依存しない。したがってこれらの特性に対しては、 k をできるだけ小さくかつ V_{γ_0} は H の場合よりやや少なめにバランスさせた 0.15~0.20 程度が望ましい。Fig. 7(d) に λ_p と V_{γ_0} および k との関係を示す。 λ_p は、 R_{min} や λ_M 同様 V_{γ_0} , k のいずれも小さい方が良好であるが、これらと比較して V_{γ_0} に依存する度合いがより大きい。 λ_p に対しては γ_R の存在は明らかに不利であるが、それでも安定化すればいくぶんか不利を緩和できるといえる。

このように Fig. 2 各特性で V_{γ_0} の最適値が生ずる理由は Fig. 7 より直ちに理解されるが、さらに各特性の最適値 (臨界値) 以上, 以下での V_{γ_0} 依存性の差異等も Fig. 7 の帯状領域の位置, 等高線の位置, 密度等から説明できる。これを模式的に示したものが Fig. 8 である。Fig. 8(a) は Fig. 7 の一部 (H および λ_M) を再録したもの, Fig. 8(b) は Fig. 8(a) の帯状領域に沿って (V_{γ_0} , k) を変化させた時の H , λ_M を縦軸とし、 V_{γ_0} を横軸として書き直したものである。Fig. 8(b) は Fig. 8(a) の等高線の引き方の微妙な差を反映して些少の変化を示すが、基本的に Fig. 2 の H および λ_M の示す傾



(a) H : Forming height (b) R_{min} : Minimum bending radius (c) λ_M : Hole expanding ratio of mechanically grinded hole (d) λ_p : hole expanding ratio of punched hole The marks (*, **) are the same as in Table 2.

Fig. 7. Effects of fraction of retained austenite (V_{γ_0}) and the stability parameter (k) on formabilities.

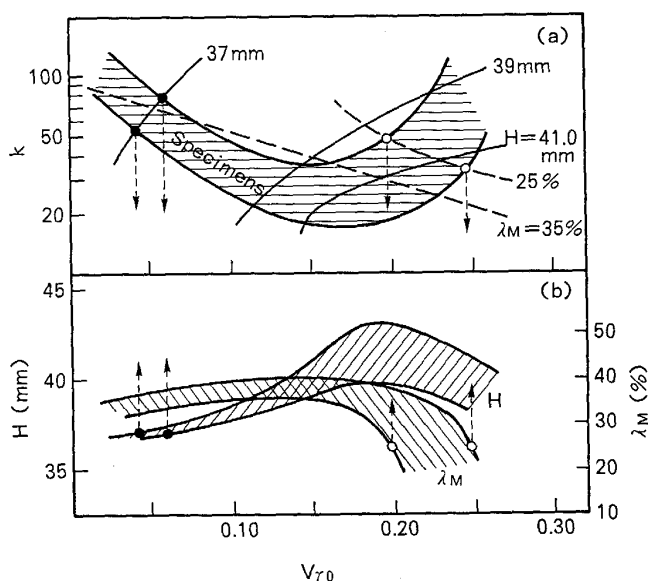


Fig. 8. Schematic view showing (a) effects of V_{γ_0} and k on formabilities, reduced to (b) the plausible relationships between formabilities and V_{γ_0} as in Fig. 2.

向をよく再現している。H, λ_M に限らず R_{min} , λ_p についても全く同様に示すことができる。以上のように、Fig. 2 で認められた各成形特性と V_{γ_0} との特徴的な関係は、 V_{γ_0} のみならず k も考慮すれば説明できる。

なお本報中で帯状領域の位置や形を γ_R 中 C 濃度の変化で説明していることから明かなように対象をオーステンパー処理鋼に絞り、さらに k に寄与する C 濃度以外の因子の影響を無視できる場合には、プレス成形特性におよぼす γ_R の影響を V_{γ_0} と C 濃度で表すことも可能であろう。しかしこの方法は一般性がなく C 濃度の測定精度には限界がある。C 濃度以外の因子の影響の解明も不十分な現状において、 k は一般性がありしかも比較的簡単に得られる加工に対する安定性評価指標として有用であろう。

4.4 残留 γ を含む鋼板のプレス成形性

TRIP 効果は V_{γ_0} が大かつ k が小なるほど最も効果を発揮するものであり、張出成形はこの効果を最も有効に活用できる成形法である。張出成形だけでなく曲げ成形、切削穴抜け成形そして打抜き穴抜け成形までも程度の差こそあれ k を小にすれば特性が向上する。これはこれらの成形でも TRIP 効果がある程度効いていることを示唆する。

γ_R を含む鋼板の実用化に当たっては、張出性等の特徴を最大限活かしかつ打抜き穴抜け性等の難点を最小限に止めることが望まれる。その際の課題の一つは γ_R の安定化の問題、つまり k をいかに効果的に小さくでき

るかという点にある。 k に寄与する例えば $Mn^{(6)(20)}$ 、粒径⁽¹¹⁾ や隣接組織の影響⁽¹³⁾⁽²¹⁾ 等の諸因子の解明が解決の糸口を与えられられる。

5. 結 言

二相域均熱しオーステンパー処理した 0.4C-Si-1.2Mn 鋼を用いてプレス成形特性におよぼす γ_R の影響を調べた結果以下が判明した。

(1) プレス成形特性は V_{γ_0} のみで見掛け上整理できる。張出性は V_{γ_0} に応じ直線的に向上するが V_{γ_0} が 0.20 を超えると劣化する。曲げ性および切削穴抜け性は V_{γ_0} が増すと向上の傾向が見られるが V_{γ_0} が 0.15~0.20 を超えると劣化する。打抜き穴抜け性は V_{γ_0} が増すと徐々に劣化し V_{γ_0} が 0.15~0.20 を超えると急激に劣化する。

(2) 上述(1)のように V_{γ_0} に最適もしくは臨界量が存在し、最適(臨界)量以上と以下とで V_{γ_0} に対する依存性の差異が生じ、またこれらが成形特性によりそれぞれ異なる理由は、 V_{γ_0} だけでなく γ_R の加工に対する安定性を表す指標 (k) も考慮することにより説明できる。なお k は一軸引張り時の加工誘起変態率と歪みを関係づける速度定数である。

終わりに、本研究の遂行にあたり有益な御助言をいただいた新日本製鉄(株)第二技術研究所伊藤竜太郎所長、同武智 弘参与、同薄板研究センター加藤 弘所長に深甚なる感謝の意を表します。

Appendix

(i) 式(1)は鋼中各組織が歪み一定もしくは歪み一定に近い変形をすることを仮定している。本報で使った鋼は歪みの小さい場合を除きこの仮定を満たすと考えられる⁽¹⁷⁾⁽¹⁸⁾。

(ii) 加工誘起変態を表す一般式は $-dV_{\gamma}/d\varepsilon = kV_{\gamma}^2 \varepsilon^{p-1}$ 、または $-dV_{\gamma}/d\varepsilon = kV_{\gamma}^2 (V_{\gamma_0} - V_{\gamma})^q$ 。ここで p , q はそれぞれの式で自触媒効果を表す指数である。式(1)は $p=1$ または $q=0$ とした場合に相当し、いずれにしてもオーステンパー処理鋼の場合加工誘起マルテンサイトの自触媒効果が小さいかまたは無視できることを意味する。これは自触媒的伝播が周囲のフェライト・ベイナイト地により阻まれるためと理解される。

(iii) $-dV_{\gamma}/d\varepsilon$ は V_{γ_0} を定数と見なし k を変化させると Fig. A に示すように $k=1/(V_{\gamma_0} \cdot \varepsilon)$ で最大値 ($kV_{\gamma_0}^2/4$) を有する曲線となる。 EL_u または $TS \times EL_u$ に関係する高歪み域 ($\varepsilon \geq 0.15$ 以上) では、Fig. A 中の 0.4C-1.5Si-0.8Mn 鋼⁽⁷⁾ の例同様本報の成分鋼 ($k \geq 20$, Fig. 5 参照) においても、オーステンパーにより得られる k の範囲は $k \geq 1/(V_{\gamma_0} \cdot \varepsilon)$ であり $k < 1/(V_{\gamma_0} \cdot \varepsilon)$ となることはない。この範囲では k が小(安定)ならば $-dV_{\gamma}/d\varepsilon$ は大、したがって $d\sigma/d\varepsilon$ および $EL_u (TS \times EL_u)$ は大きくなる (TRIP 効果)。一般には

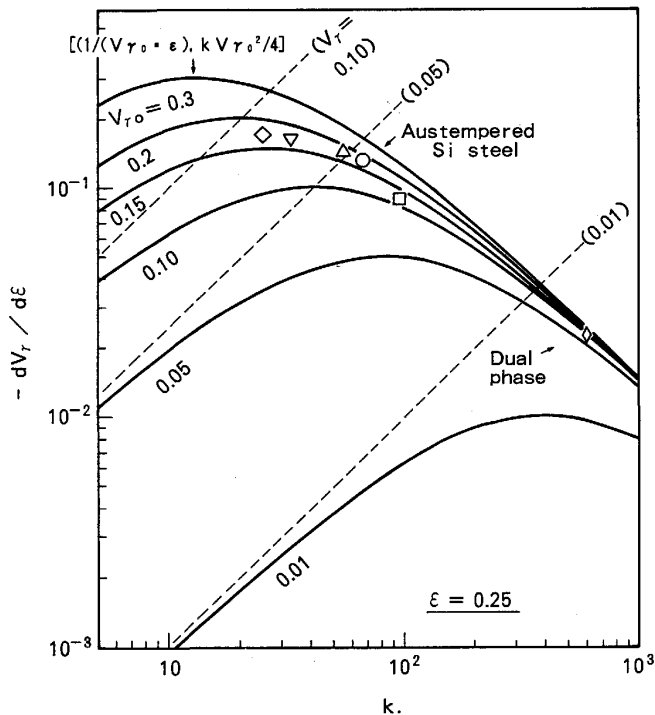


Fig. A. Variation of $-dV_{\gamma}/d\epsilon$ with k and V_{γ_0} at $\epsilon = 0.25$. Dotted lines show fraction of untransformed retained austenite (V_{γ}) at $\epsilon = 0.25$. Austempered 0.4C-1.55Si-0.8Mn steel held at 400°C for 1.5 min (○), 3 min (△), 6 min (▽), 15 min (◇), 30 min (□) and dual phase steel (◇)⁷⁾.

オーステナイト系鋼の例で見ると、オーステナイトが限度以上に安定 ($k < 1/(V_{\gamma_0} \cdot \epsilon)$) であると加工誘起変態は起こりにくくなり、TRIP効果が期待できなくなる場合も起こりうる。

文 献

- 1) 須藤 一: 日本金属学会会報, **14** (1975), p. 681
- 2) 古川 敬: 日本金属学会会報, **19** (1980), p. 439
- 3) B. P. J. SANDVIK and H. P. NEVALANEN: Met. Technol., **8** (1981), p. 213
- 4) 篠田研一, 山田利郎: 熱処理, **20** (1980), p. 326
- 5) 富田邦和, 大北智良, 中岡一秀: 鉄と鋼, **70** (1984), S 664
- 6) O. MATSUMURA, Y. SAKUMA and H. TAKECHI: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **27** (1987), p. 570
- 7) O. MATSUMURA, Y. SAKUMA and H. TAKECHI: Scr. Metall., **21** (1987), p. 1301
- 8) 松村 理, 佐久間康治, 武智 弘: 鉄と鋼, **73** (1987), S 1259
- 9) V. T. T. MIIHKINEN and D. V. EDMONDS: Mater. Sci. Technol., **3** (1987), p. 432
- 10) 沢井 巖, 内田尚志: 熱処理, **30** (1990), p. 27
- 11) O. KAWANO, M. TAKAHASHI, J. WAKITA, K. ESAKA and H. ABE: Proc. Int. Conf. on Phys. Metall. of Thermomechanical Processing of Steels and other Metals (1988), p. 692
- 12) H. C. CHEN, H. ERA and M. SHIMIZU: Metall. Trans. A, **20** (1989), p. 437
- 13) 杉本公一, 翠 正宏, 小林光征, 白沢秀則: 鉄と鋼, **76** (1990), p. 1356
- 14) プレス成形難易ハンドブック (吉田清太監修) (1987), p. 396 [日刊工業新聞社]
- 15) S. BANDO, O. MATSUMURA and Y. SAKUMA: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **28** (1988), p. 569
- 16) プレス成形難易ハンドブック (吉田清太監修) (1987), p. 411 [日刊工業新聞社]
- 17) 友田 陽, 田村今男: 鉄と鋼, **68** (1982), p. 1147
- 18) 友田 陽, 田村今男: 鉄と鋼, **67** (1981), p. 439
- 19) 松村 理, 佐久間康治, 武智 弘: 鉄と鋼, **77** (1991), p. 1304
- 20) 古川 敬, 中村浩一, 武田善充: 材料とプロセス, **1** (1988), p. 1867
- 21) J. J. YI, K. J. YU, I. S. KIM and S. J. KIM: Metall. Trans. A, **14** (1983), p. 1497