

熱延高強度鋼板の伸び特性に及ぼす 残留オーステナイトの安定性の影響

河野 治*・脇田 淳一*・高橋 学*²

Effect of the Stability of Retained Austenite on Elongation in Hot-Rolled High Strength Steels

Osamu KAWANO, Jun-ichi WAKITA and Manabu TAKAHASHI

Synopsis : The effect of plastic stability of retained austenite on elongation was investigated using Fe-0.17%C-1.99%Si-1.77%Mn hot-rolled high strength steel sheets produced in the mill-scale test.

The results obtained are as follows;

(1) Total elongation, uniform elongation and local elongation have a tendency to be improved with the increase of the plastic stability of retained austenite when volume fraction of retained austenite is nearly equal.

(2) The plastic stability of retained austenite has a tendency to be improved with the increase of carbon contents in retained austenite.

(3) The volume fraction of retained austenite at 15% tensile strain, k_p and n -value over very small strain interval have strong relation to elongation. They are considered to be indexes for the effect of the plastic stability of retained austenite on elongation.

Key words : retained austenite ; high strength steels ; total elongation ; TRIP ; uniform elongation ; local elongation ; plastic stability ; hot-rolled product.

1. 緒言

地球環境保全を背景とした乗用車の車体軽量化と衝突安全性の向上を目的として、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(変態誘起塑性TRIP; Transformation Induced Plasticity)を利用した高強度鋼が開発され、熱延分野では既に商用に供されている。

γ_R による伸び改善効果はその体積率(V_{γ_R})と強い相関を持つことがよく知られているが¹⁾、その伸び改善機構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考えられるため、その歪に対する安定性の影響についても昨今、盛んに研究が行われている。例えば、鋼板のマイクロ組織を観察し、 γ_R の存在位置、サイズ、C濃度の影響について言及した報告²⁻⁶⁾、また、環境条件として、引張試験時の歪速度、温度を変化させ、その影響について検討した報告^{7,8)}が知られている。しかしながら、その研究対象は熱延鋼帯の再加熱処理材ないしは冷延鋼帯の焼鈍工程におけるインライン熱処理材であり、熱延まま材における詳細な報告はなされていない。また、 γ_R の安定性の変化に伴い、引張強さ(TS)が大きく変化している場合が多く、伸び(El)そのものに及

ぼす γ_R の安定性の影響に関する検討は少ない。

著者らは前報⁹⁾において、実生産設備で製造した γ_R を含む低炭素熱延高強度鋼板における γ_R の生成挙動と伸び特性への影響について検討し、熱間圧延時の相変態現象と γ_R の生成挙動の関連性、 V_{γ_R} の増加に伴う強度-伸びバランス(TS×El)の向上について報告を行った。本報では γ_R の引張歪に対する安定性が伸び特性に及ぼす影響について、TSのほぼ等しい熱延まま実機熱延鋼板を対象に鋼板マイクロ組織(γ_R の存在位置、サイズ、C濃度)の観点から検討を加えた結果について、報告する。

2. 実験方法

Table 1に示す化学成分及びマルテンサイト変態開始温度(M_s 点; Stevenら¹⁰⁾の計算式による)を有する鋼から後述する加工熱処理により伸び特性の異なる8種の鋼板A~Hを実生産設備において製造して、試験に供した。

C=0.17%, Si=1.99%, Mn=1.77%を基本成分とし、脱酸元素として、Al=0.030%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0.011%, S含有量を0.002%とした。

平成7年12月4日受付 平成8年1月18日受理 (Received on Dec. 4, 1995; Accepted on Jan. 18, 1996)

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

* 2 新日本製鐵(株)鉄鋼研究所 (Steel Research Laboratories, Nippon Steel Corp.)

供試鋼の平均組成では M_s 点は 422°C であり、前報⁹⁾で述べたように γ_R を得るためにはフェライト(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)によって、未変態 γ 中へCを濃化し、 M_s 点を低下させることが必要である。その手段として、実機熱間圧延において加工熱処理を行った。その履歴を模式的にFig. 1に示す。3.3mmに仕上圧延終了後、ホットランテーブルにて急速冷却(水冷)し、巻き取る加工熱処理である。ポリゴナルフェライト(PF)変態促進のため、仕上圧延終了温度(FT)を γ 低温域の約 $825\sim 850^\circ\text{C}$ とし、巻取温度(CT)をベイナイト(B)変態域である約 $360\sim 440^\circ\text{C}$ とした。個々の鋼板に対する熱延条件は鋼板AがFT= 835°C , CT= 360°C , 鋼板BがFT= 840°C , CT= 380°C , 鋼板CがFT= 850°C , CT= 385°C , 鋼板DがFT= 835°C , CT= 410°C , 鋼板EがFT= 825°C , CT= 395°C , 鋼板FがFT= 840°C , CT= 425°C , 鋼板GがFT= 845°C , CT= 440°C である。

得られた鋼板の引張特性と熱延までの V_{γ_R} (V_{γ_0})をTable 2に示す。引張試験はJIS-5号試験片(標点距離50mm)を用い、室温において試験速度10mm/minにて実施し、TS, T.El(全伸び), U.El(一様伸び), L.El(局部伸び)を求

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

Compositions (mass%)			M_s ($^\circ\text{C}$)
C	Si	Mn	
0.17	1.99	1.77	422

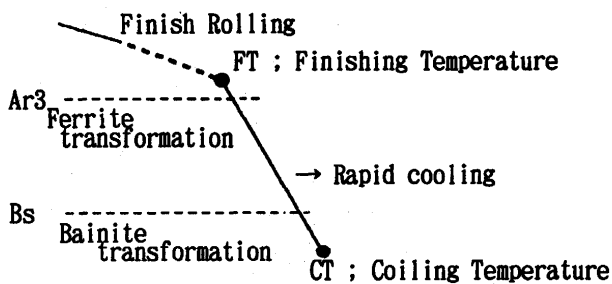


Fig. 1. Scheme of thermo-mechanical treatment in hot rolling.

Table 2. Mechanical properties and V_{γ_0} of steels used.

steel	TS (MPa)	T.El (%)	TS×T.El (MPa·%)	U.El (%)	L.El (%)	V_{γ_0} (vol%)
A	854	33.0	28182	23.2	9.8	7
B	857	32.0	27424	21.6	10.4	7
C	851	30.7	26126	21.8	8.9	7
D	880	28.9	25432	20.9	8.0	7
E	907	28.1	25487	20.2	7.9	7
F	903	28.1	25374	19.4	8.7	8
G	892	27.5	24530	18.8	8.7	9
H	860	25.4	21844	13.8	11.6	0

めた。U.Elは最高荷重点までの伸びとし、L.ElはT.ElからU.Elを減算したものである。 V_{γ_R} はX線回折強度(Mo-K α)から算出した¹¹⁾。TSと V_{γ_0} をほぼ揃えた条件(TS= $851\sim 907$ MPa, V_{γ_0} =約7~9%)でT.Elが約27~33%(TS×T.Elが約24500~28200MPa·%)と異なるA~Gの7種の鋼板とTSのほぼ等しい V_{γ_0} =0%, T.El=25%(TS×T.El=22000MPa·%)の鋼板(H)を得た。ただし、Hは実験室にて 500°C の再加熱処理を施し、 V_{γ_0} =0%とした。

得られた鋼板の熱延ままのミクロ組織観察を行うとともに、引張試験時の歪に対する V_{γ_R} の変化を観察した。

熱延まま鋼板のミクロ組織観察は①特殊腐食^{12,13)}後の光学顕微鏡観察(相の同定, γ_R の存在位置の観察, γ_R の粒径($d\gamma$)の画像処理測定)と②X線回折(γ_R のC濃度($C\gamma$)測定⁹⁾)を行った。

引張試験時の歪に対する V_{γ_R} の変化は試験片の平行部を対象としてX線回折により算出した。引張試験条件, X線回折条件は上記と同様である。

3. 実験結果

3.1 引張歪に伴う V_{γ_R} の変化

鋼板A~Gに含まれる γ_R の安定性を比較するため、引張歪に伴う V_{γ_R} の変化を観察した結果をFig. 2に示す。

いずれの鋼板においても歪誘起マルテンサイト変態のため、引張歪の増大に伴い V_{γ_R} は減少する。しかし、その減少傾向は鋼板A~Gで一定ではない。

すなわち、 V_{γ_0} は同等であるにもかかわらず、引張歪を加えた後の V_{γ_R} は異なっており、鋼板A~Gに含まれる γ_R の安定性の差異を示している。

3.2 熱延まま鋼板のミクロ組織観察結果

熱延まま鋼板を対象としたミクロ組織の観察結果をTable 3とFig. 3に示す。また、特殊腐食による供試鋼の光学顕微鏡写真の代表例をFig. 4に示す。

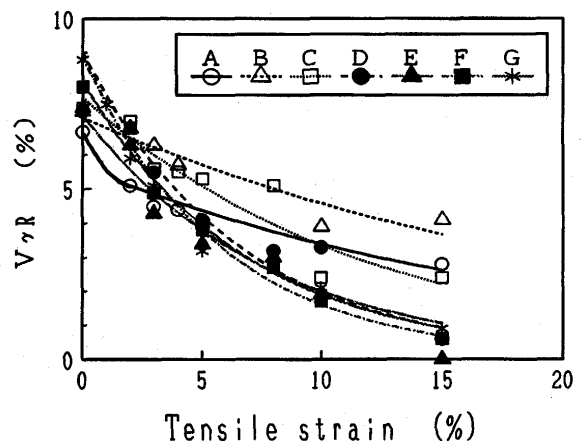


Fig. 2. Changes in V_{γ_R} as a function of the amount of tensile strain.

Table 3. Microstructural examination.

steel	Phase	$c\gamma$	$d\gamma$	Site of γ_R
A	PF+B+ γ_R	1.08%	1.1 μ m	F/F and F/B
B	PF+B+ γ_{RR}	1.26%	1.0 μ m	F/F and F/B
C	PF+B+ γ_R	1.23%	1.0 μ m	F/F and F/B
D	PF+B+ γ_{RR}	1.10%	1.2 μ m	F/F and F/B
E	PF+B+ γ_{RR}	1.07%	1.1 μ m	F/F and F/B
F	PF+B+ γ_R	1.14%	1.2 μ m	F/F and F/B
G	PF+B+ γ_R	1.01%	1.1 μ m	F/F and F/B
H	PF+B	—	—	—

F/F: Boundary of PF(polygonal ferrite)/PF
F/B: Boundary of PF/B(bainite)

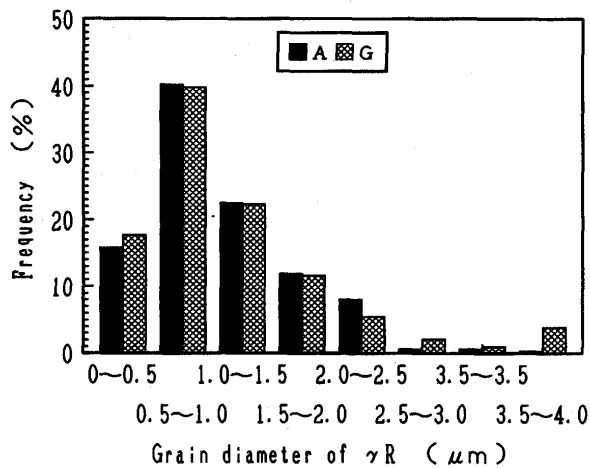
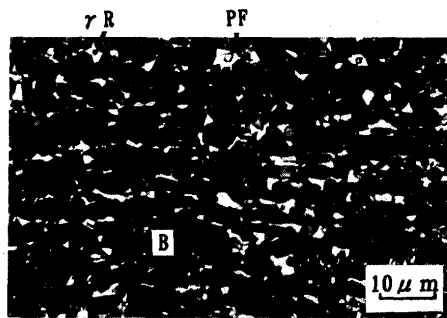
Fig. 3. The grain size distribution of γ_R .Fig. 4. Microstructures of Steel G with polygonal ferrite, bainite and γ_R .

Table 3 と Fig. 4 に示すように、鋼板A~Gはいずれもポリゴナルフェライト；PF (Fig. 4 の灰色部)，ベイナイト；B (Fig. 4 の黒色部)， γ_R (Fig. 4 の白色部) の3相構成されており、主相はPFである。鋼板A~Gのいずれにおいても γ_R の存在箇所はPFとPFの界面及びPFとBの界面であり、 $d\gamma$ の平均値も約1 μ mと同等である。

また、T.Elが最も大きい鋼板AとT.Elが最も小さい鋼板Gを対象に $d\gamma$ のサイズ分布を測定した結果をFig. 3に示すが、大きな差異は認められない。

ただし、Table 3に示すように γ_R のC濃度は1.01~1.26%と鋼板A~Gで異なっている。

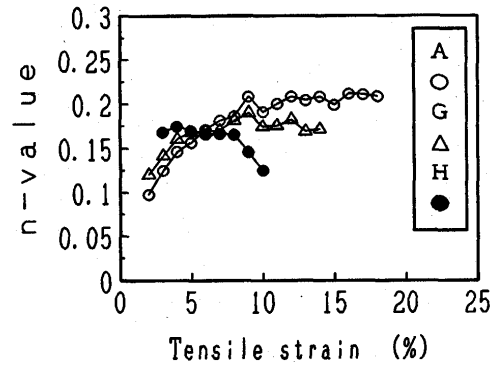


Fig. 5. Changes in n-value as a function of the amount of tensile strain.

4. 考察

4.1 伸び特性に及ぼす γ_R の安定性の影響

田村らは微小歪区間毎に求めたn値の変化は変形中のマルテンサイトの生成のされ方を表す一つの尺度という考えを示している¹⁴⁾。換言すれば、微小歪区間毎に求めたn値の変化は γ_R の変形(歪)に対する安定性の尺度といえる。従って、伸び特性に及ぼす γ_R の安定性の影響を考察するにあたり、まず、伸び特性の異なる鋼板A, G, Hを対象に引張歪に伴うn値の変化を検討した。Fig. 5に検討結果を示す。(i-1)%~(i+1)%間のn値をi%引張歪のn値とした。 γ_R を含有する鋼板A, Gは γ_R を含有しない鋼板Hと比較して、特異な挙動を示す。すなわち、 γ_R を含まない鋼板Hでは歪の増大に伴い、n値の単調な減少が認められるが、 γ_R を含む鋼板A, Gでは歪の増大に伴い、逆にn値の増加が認められる。また、 γ_R を含む鋼板A, Gと比較すると、約10%歪を境に、それより低歪側ではT.Elがより優れる(約33%)鋼板Aの方が鋼板Gよりn値が低く、高歪側ではその逆となっている。これはT.Elがより優れる鋼板Aでは高歪側で歪誘起マルテンサイト変態する γ_R がより多く、T.Elがそれより劣る鋼板Gでは低歪側で歪誘起マルテンサイト変態する γ_R がより多いことを示唆している。この加工硬化挙動から、対象鋼において伸び特性を向上させるための γ_R の適度な安定性の目安の一つとして、10~15%引張歪までは安定であること(歪誘起マルテンサイト変態しないこと)が窺える。従って、 γ_R の安定性を表す簡易指標として歪15%時の V_{γ_R} ($V_{\gamma_{15}}$)による整理を試みた。なお、U.Elが低いもの(鋼板D, E, F, G)では15%歪にて $V_{\gamma_R} \leq 1\%$ なので、それとの対比という観点でU.Elが高いもの(鋼板A, B, C)についても15%歪にて測定を終了したが、伊丹ら⁵⁾によると歪に伴う V_{γ_R} の変化は破断するまで後述の(1)式により近似できることが示されており、それからすると、U.Elが高いもの(鋼板A, B, C)では15%歪よりさらに高い歪域でも V_{γ_R} が漸減し、さらにTRIP現象を示すことにより、高いU.Elが得られたと考えられる。

V_{γ_0} とT.Elの関係、歪15%時の V_{γ_R} ($V_{\gamma_{15}}$)とT.Elの関係を

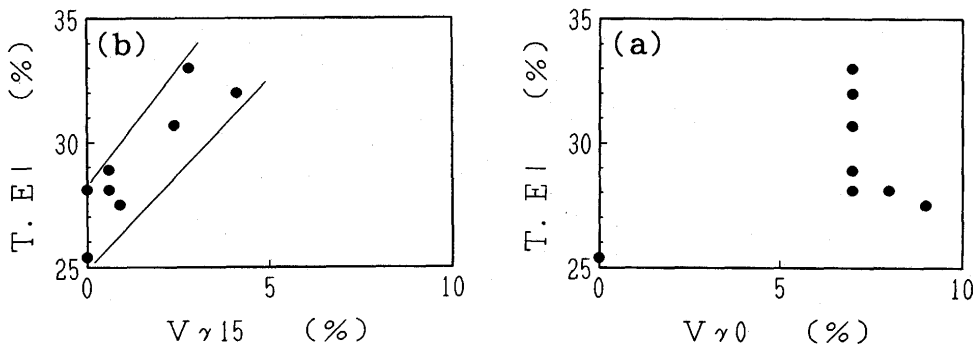


Fig. 6. Relation between T.EI and $V_{\gamma R}$.
 (a) $V_{\gamma 0}$: $V_{\gamma R}$ as hot-rolled
 (b) $V_{\gamma 15}$: $V_{\gamma R}$ after deformed (at 15% tensile strain)

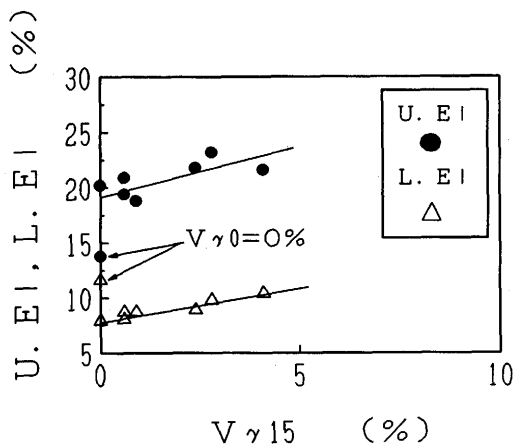


Fig. 7. Relation between U.EI, L.EI and $V_{\gamma 15}$.

Fig. 6 に示す。 $V_{\gamma 0}$ と T.EI に相関は認められないが、 $V_{\gamma 15}$ と T.EI に相関が認められ、 $V_{\gamma 15}$ の増加に伴い、 T.EI は向上しており、 歪15%時の $V_{\gamma R}$ である $V_{\gamma 15}$ を伸び特性に及ぼす γ_R の安定性の影響を表す一つの指標と考えることができる。

$V_{\gamma 15}$ と U.EI, L.EI の関係を Fig. 7 に示す。

$V_{\gamma 15}$ の増加に伴い、 U.EI, L.EI ともに向上傾向が認められる。 U.EI の向上は TRIP 効果と解釈される。 一方、 L.EI が母相の PF と硬質相のマルテンサイトの界面におけるボイドの発生・成長により支配されるとすると、 L.EI の向上は γ_R の安定性の高いものは歪誘起マルテンサイト量が少なく ($V_{\gamma 0}$ が同一の場合)、 従ってボイドの発生サイトも少ないためと定性的に考えることができる。 4・2 で若干定量的に触れるが、 今後検討が必要である。

ただし、 γ_R を含まない鋼板 H と比較すると L.EI は同等レベルであり、 穴抜き試験において松村ら¹⁵⁾が示唆しているように、 安定性の向上は γ_R の存在による局部延性に対する不利を緩和するものの、 γ_R が存在しない場合と比較すると、 局部延性向上作用は認められない。 従来、 局部延性の向上手段としてマイクロ組織制御の観点から軟質組織と硬質組織が混合している複相鋼は好ましくなく、 ベイナイト単一組織のような単相鋼とすることが好ましいことが知られており¹⁶⁾、

対象鋼において局部延性を向上させるためにはマトリックスであるフェライト及びベイナイトの変態量や分布形態の制御を含めて、 γ_R の生成量・安定性の制御を図ってゆくことが必要である。

4・2 γ_R の安定性に及ぼすマイクロ組織の影響

緒言で述べたように γ_R の安定性に影響を及ぼす要因として、 鋼板のマイクロ組織 (γ_R の存在位置、 サイズ、 C 濃度)、 環境 (引張試験時の歪速度、 温度) が知られているが⁷⁻⁸⁾、 本実験では引張試験条件は一定のため、 マイクロ組織の影響に絞って検討を加える。

熱延まま鋼板を対象としたマイクロ組織の観察結果では Table 3, Fig. 3, Fig. 4 で示したように、 ①鋼板 A~G いずれも PF, B, γ_R の 3 相で構成されており、 主相は PF であること、 ②鋼板 A~G いずれも γ_R の存在箇所は PF と PF の界面及び PF と B の界面であること、 ③ $d\gamma$ の平均値、 分布ともに鋼板 A~G で大差ないこと、 ④ γ_R の C 濃度は 1.01~1.26% と鋼板 A~G で異なっていることが判明した。 すなわち、 伸び特性の異なっている鋼板 A~G でマイクロ組織観察から抽出される差異は γ_R の C 濃度である。 従って、 γ_R の C 濃度; $C\gamma$ と $V_{\gamma 15}$ (4・1 より γ_R の安定性の一つの指標と考えることができる) の関係を Fig. 8 に整理した。 $C\gamma$ の増加に伴い、 $V_{\gamma 15}$ は増加する (γ_R の安定性が向上する) 傾向が認められる。

松村ら¹⁷⁾は Angel, Ludwigson, Berger ら^{18,19)}の知見を基に次式により、 歪誘起マルテンサイト変態の kinetics を表している。 p は γ_R の体積率や分布に依存する自触媒効果に関わる定数で γ_R を含む炭素鋼や DP 鋼では約 1、 ステンレスでは 2~3、 k_p は γ_R の $C\gamma$ 等の化学的安定性に関わる定数であり、 小さいほど γ_R の安定性が高いとしている。

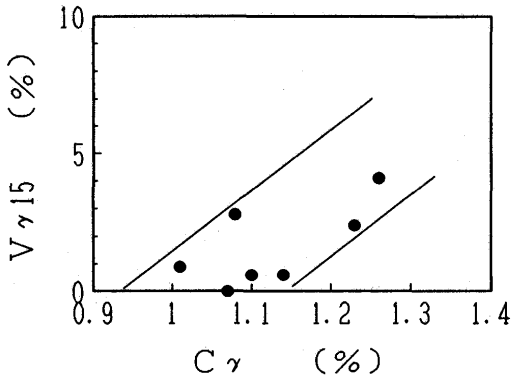
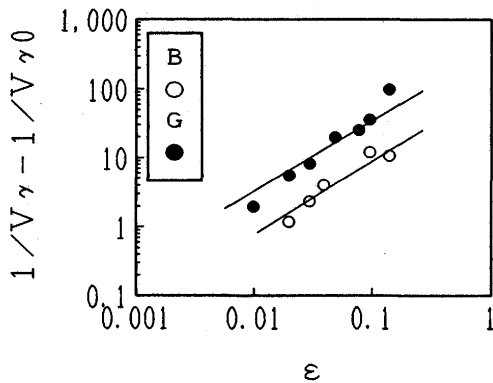
$$1/V_{\gamma} - 1/V_{\gamma 0} = (k_p/p) \epsilon^p \dots\dots\dots (1)$$

$V_{\gamma 0}$: 初期 (歪 0%) の V_{γ}

V_{γ} : 歪誘起マルテンサイト変態分を差し引いた V_{γ}

ϵ : 歪

C 濃度の最も高い鋼板 B と C 濃度の最も低い鋼板 G について、 引張歪に伴う $V_{\gamma R}$ の変化を (1) 式により整理し、 Fig. 9

Fig. 8. Relation between $V_{\gamma_{15}}$ and C_{γ} .Fig. 9. Relation between $1/V_{\gamma} - 1/V_{\gamma_0}$ and tensile strain.

に示す。pはほぼ1であり、鋼板B、Gにおいて自触媒効果は小さいといえる。これはFig. 4に示したように γ_R が細かく分散しているため、伝播的・連鎖的なマルテンサイト変態(変態マルテンサイト自身によるマルテンサイト変態の促進)が起こりにくいためであろう。また、 $p=1$ とすると $\epsilon=1$ でのY切片(k_p/p)が k_p となるが、鋼板B($C_{\gamma}=1.26\%$)では $k_p=90$ 、鋼板G($C_{\gamma}=1.01\%$)では $k_p=350$ となり、 C_{γ} の高い鋼板Bの k_p が小さくなっており、鋼板Bの方が γ_R の安定性が高いことと対応している。なお、鋼板Bを対象に、歪に伴う V_{γ_R} の変化を $p=1$ 、 $k_p=90$ として(1)式にて近似し、鋼板BのU.El時点(21.6%歪)での V_{γ_R} を外挿により求めると、約3%となる。一方、鋼板Gを対象に、 $p=1$ 、 $k_p=350$ として同様の外挿を行うと、鋼板GのU.El時点(18.8%歪)での V_{γ_R} は約1%となる。換言すると、U.El時点において、 γ_R の安

定性の高い鋼板Bでは歪誘起マルテンサイト量は約4%(7%-3%=4%)、 γ_R の安定性の低い鋼板Gでは歪誘起マルテンサイト量は約8%(9%-1%=8%)となり、4・1で述べたように γ_R の安定性が高いものは歪誘起マルテンサイト量が少なく、従ってボイドの発生サイトも少ないため、 γ_R の安定性の向上に伴い、L.Elが向上すると考えることができる。

5. 結論

TSのはば等しい熱延ままの実機熱延高強度鋼板を対象として、 γ_R の引張歪に対する安定性が伸び特性に及ぼす影響について、鋼板マイクロ組織(γ_R の存在位置、サイズ、C濃度)の観点から検討を加え、以下の知見を得た。

(1) V_{γ_R} がほぼ等しい場合、 γ_R の引張歪に対する安定性の増大によりT.El, U.El, L.Elは向上する傾向を示す。

(2) γ_R のC濃度の増加に伴い、 γ_R の安定性が増大する傾向が認められる。

(3) 伸び特性に及ぼす γ_R の安定性の影響の指標として、 $V_{\gamma_{15}}$ 、 k_p 、微小区間n値が挙げられ、伸びと対応する。

文 献

- 1) 例えば、河野 治, 高橋 学, 脇田淳一, 江坂一彬, 阿部 博: 鉄と鋼, 72 (1986), S1384.
- 2) 松村 理, 佐久間康治, 武智 弘: 鉄と鋼, 77 (1991), 1304.
- 3) 杉本公一, 臼井 登, 小林光征, 橋本俊一: 鉄と鋼, 78 (1992), 1480.
- 4) 陳 煌潔, 友清憲治, 恵良秀則, 清水峯男: 鉄と鋼, 75 (1989), 626.
- 5) 伊丹 淳, 高橋 学, 潮田浩作: 鉄と鋼, 81 (1995), 676.
- 6) 鄭 鎮煥, 張 榮遠: 鉄と鋼, 79 (1993), 665.
- 7) 杉本公一, 小林光征, 橋本俊一: 日本金属学会誌, 54 (1990), 657.
- 8) 内田尚志, 澤井 巖, 奥野嘉雄, 三沢俊平: 材料とプロセス, 2 (1989), 1823.
- 9) 河野 治, 脇田淳一, 江坂一彬, 阿部 博: 鉄と鋼, 82 (1996), 232.
- 10) W. Steven and A.G. Haynes: J. Iron Steel Inst., 183 (1956), 349.
- 11) 円山 弘: 熱処理, 17 (1977), 4, 198.
- 12) 岩下幸博, 太田達雄, 坂本研哉, 野村 豊: 特公昭 63-39674
- 13) 土師純治, 後藤克之: 材料とプロセス, 6 (1993), 1698.
- 14) 田村今男, 牧 正志, 波戸 浩, 油井孝輔: 日本金属学会誌, 33 (1969), 1383.
- 15) 松村 理, 佐久間康治, 石井良男, 趙 金福: 鉄と鋼, 77 (1991), 1312.
- 16) 加藤征四郎, 江坂一彬, 小宮敏明, 木村 寛: 鉄と鋼, 69 (1983), S1462.
- 17) 松村 理, 佐久間康治, 武智 弘: 鉄と鋼, 73 (1987), S1259.
- 18) T. Angel: J. Iron Steel Inst., 177 (1954), 165.
- 19) D.C. Ludwигson and J.A. Berger: J. Iron Steel Inst., 207 (1969), 63.