

論 文

UDC 669.14.018.295 : 621.785.371 : 621.785.4

常温用 TRIP 鋼の機械的諸性質*

藤田 達**・三沢 博士**・堤 汪永**

Mechanical Properties of TRIP Steels for Room Temperature Use

Tatsu FUJITA, Hiroshi MISAWA, and Hironori TSUTSUMI

Synopsis:

TRIP steels (Transformation Induced Plasticity) recently developed by V. F. ZACHAY, et al., have aroused a considerable interest because of a good combination of high strength, high ductility and high fracture toughness. This investigation is concerned with mechanical properties of TRIP steels for room temperature use having compositions of 0.25% C-2% Si-2% Mn-8% Cr-4% Mo as a base and its modifications. The results are as follows:

- (1) The steel with the basic composition is found to be excellent in the combination of strength, ductility and toughness and in corrosion resistance but to be inferior in delayed failure and notch fatigue properties.
- (2) In relations between processing and mechanical properties, cold working is more effective than sub-zero treatment to increase strength without losing ductility.
- (3) A partial substitution of Cr for Ni and Mo in the basic composition results in a little improvement in mechanical properties.
- (4) The mechanical properties of TRIP steels are closely related to their M_D points and it is useful to apply a Ni equivalent shown below in the estimation the relation between mechanical properties and alloying elements.

$$Ni_{eq} = \%Ni + 0.65\%Cr + 0.98\%Mo + 1.05Mn + 0.35\%Si + 1.26\%C$$

(Received Dec. 15, 1971)

1. 緒 言

TRIP 鋼とは鋼の延性、靱性の向上に変態誘起塑性 (Transformation Induced Plasticity) を利用した新しい型の高力強靱鋼で 1967 年 ZACKAY ら¹⁾によつて開発されたものである。すなわち彼らはオースフォームングによつて高強度をうるとともに、適当な元素の組み合わせにより常温付近での加工によつてマルテンサイト変態が誘発されるよう M_D 点を調節し、この加工誘起変態のときにあらわれる変態誘起塑性を利用して鋼に延性、靱性を賦与することに成功した。彼らの報告によると、組成と処理過程を適当に選ぶことにより約 180~200 kg/mm² 程度の強度と 25~30% の伸びを有する鋼が得られており、この強度と延性の組み合わせは従来の高力鋼ではとても得られなかつたすぐれた値である。しかしこのような TRIP 鋼の諸性質に関しては ZACKAY らによる報告^{1~6)}以外ほとんど報告をみない。したがって田村⁷⁾も指摘しているように ZACKAY らの提唱している TRIP 鋼の組成、処理法は必ずしも最良のものとはい

ず、いろいろな改良あるいは発展の方向が考えられる。今回著者らは ZACKAY ら¹⁾が検討した組成のうち、常温性質に主眼をおいた 0.25C-2Si-2Mn-8Ni-9Cr-4Mo なる組成を有する TRIP 鋼を基本成分系として選び、これの諸性質について調べるとともに基本成分系を改変し、比較的高価な Ni, Mo 量を下げ、オースフォーム時の 2 次硬化性元素として新たに V を添加し、Mn, Cr 量を変化させ組成的により安価で良好な性質を有する TRIP 鋼開発の可能性について検討を行なつた。

2. 実験方法

2.1 供試材の組成

本実験に用いた供試材の化学組成を Table 1 に示す。表中の T0 鋼は ZACKAY ら¹⁾の提唱している常温性質に主眼をおいた成分系にほぼ近いもので、これを基本成分系として選んだ。T1~T7 鋼は T0 鋼を改変したも

* 昭和46年4月本会講演大会にて発表
昭和46年12月13日受付

** (株)神戸製鋼所中央研究所

Table 1. Chemical composition of steels (wt %).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V
T 0	0.24	2.10	2.02	0.011	0.009	7.59	8.79	4.17	—
T 1	0.21	0.97	2.03	0.005	0.012	4.99	12.62	2.08	0.48
T 2	0.22	0.99	6.66	0.005	0.014	5.01	8.83	2.09	0.48
T 3	0.24	1.05	12.65	0.004	0.014	5.02	3.75	2.08	0.48
T 4	0.19	1.01	2.05	0.005	0.014	3.04	15.52	2.10	0.48
T 5	0.22	1.01	10.49	0.007	0.016	3.02	8.78	2.08	0.48
T 6	0.23	1.04	12.96	0.005	0.016	3.05	6.82	2.09	0.48
T 7	0.22	0.96	6.57	0.006	0.018	4.98	9.04	4.16	—

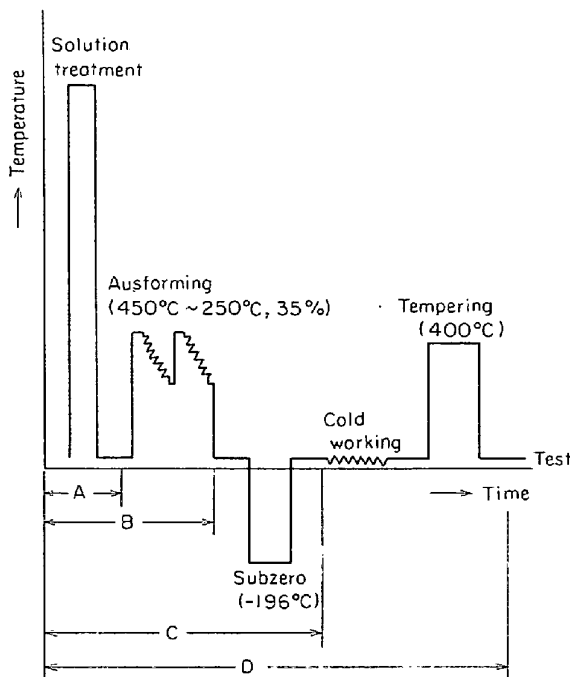


Fig. 1. Schematic diagram of process stages.

ので、2次硬化性元素の Mo を半分 V で置換し T0 鋼よりも低 Ni で良好な性質を示す Mn, Cr, Ni の組み合わせをみつけることに主眼をおいている。供試材中 T0 鋼は高周波大気溶解により 90 kg 鋼塊を溶製後 23t × 50w × l に鍛造し、T1~T7 鋼は高周波真空溶解により 10 kg 鋼塊を溶製後 20t × 26w × l に鍛造した。

2.2 供試材の処理法

本実験における供試材の処理法を Fig. 1 に示す。

(1) 溶体化処理: T0 鋼 1120°C × 2 hr WQ

T1~T7 鋼 1170°C × 2 hr WQ

(2) オースフォーミング: 溶体化処理後小型熱間圧延機により 450°C ~ 250°C 間でオースフォーミング処理を行なった。1 heat 約 10 パスで合計 2 heats により全圧下率 35% をあたえた。

(3) サブゼロ処理: 溶体化処理およびオースフォーミング処理後、液体窒素 (-196°C) 中で 3 hr サブゼロ処理を行なった。

(4) 冷間加工+焼もどし処理: オースフォーム型 TRIP 鋼では (3) までの処理 (C 処理と名づける) がいちおう標準処理と考えられるが、さらに冷間加工の効果を調べるため、C 処理に引き続き小型冷間圧延機により 15% の冷間加工を加えた後、400°C × 3 hr の焼もどし処理を行なった。

なお Fig. 1 に示した処理マークを説明するとつぎのようである。

A 処理: 溶体化処理のまま

B 処理: 溶体化処理+オースフォーム

C 処理: 溶体化処理+オースフォーム+サブゼロ

D 処理: 溶体化処理+オースフォーム+サブゼロ+冷間圧延+焼もどし

2.3 実験内容

引張および衝撃試験は全鋼種の B, C および D 処理材について行ない、TRIP 鋼の他の諸性質を調べるため T0 鋼 C 処理材についてさらに高温引張試験、遅れ破壊試験、平滑および切欠疲労試験、耐食性試験などを行なった。

3. 実験結果ならびに考察

3.1 引張性質

T0~T7 鋼 B, C および D 処理材の引張試験結果を Table 2 にまとめて示す。まず基本成分系の T0 鋼についてみると、標準処理の C 処理材で引張強さ約 150 kg/mm²、伸び 27%、15% 冷間加工を加えた D 処理材では引張強さ約 175 kg/mm²、伸び 25% なる値を示しており、この強度と延性の組み合わせは従来の各種超高張力鋼にはみられないすぐれたものである。いま各処理過程のうちもつとも強度の高い D 処理材で各鋼種間の性質を基本成分系の T0 鋼に対して比較すると、引張強さ 185 kg/mm²、伸び 27% の T1 鋼および引張強さ約 170 kg/mm²、伸び 30% の T4 鋼の 2 鋼種が強度対延性の点で T0 鋼よりもすぐれた性質を示しており、基本成分鋼の Ni, Mo をある程度 Cr におきかえても強度対伸びの点では基本成分鋼に劣らない性質を示すこ

Table 2. Tensile properties of TRIP steels in each process stage.

Tensile properties Process stage Steel	Tensile strength (kg/mm ²)			0.2% proof stress (kg/mm ²)			Elongation (%)			Reduction of area (%)		
	B	C	D	B	C	D	B	C	D	B	C	D
T 0 (2Mn-7.8Ni-8.8Cr)	— —	147.1 151.7	172.1 176.4	— —	105.7 101.8	123.7 139.5	— —	30.0 25.9	25.0 24.0	— —	21.2 21.2	20.1 22.6
T 1 (2Mn-5Ni-12.5Cr)	— —	164.7 161.8	185.6 184.3	— —	97.3 92.7	176.7 180.2	— —	16.3 17.0	25.0 29.0	— —	12.5 12.8	45.3 38.2
T 2 (6.6Mn-5Ni-8.8Cr)	115.1 111.4	107.5 110.0	137.5 136.4	90.8 88.8	82.0 85.4	112.5 113.2	37.5 30.0	27.6 26.2	29.9 26.0	38.2 28.0	36.9 29.0	28.5 25.6
T 3 (13Mn-5Ni-3.8Cr)	101.9 102.0	98.8 101.0	119.9 116.8	81.9 81.8	81.0 85.8	105.7 100.3	47.5 43.0	38.0 40.6	28.5 31.0	71.5 65.1	71.5 68.6	68.4 69.1
T 4 (2Mn-3Ni-15.5Cr)	154.6 153.6	149.4 156.8	169.7 171.7	84.9 82.5	92.0 98.3	139.6 140.5	29.4 27.3	22.8 25.0	30.2 29.5	24.7 26.9	19.5 13.2	37.1 37.3
T 5 (10.5Mn-3Ni-8.8Cr)	110.2 111.9	114.4 115.8	122.4 123.5	83.9 85.2	79.0 79.2	102.2 99.6	42.9 36.1	36.6 46.0	37.5 44.0	42.7 38.7	30.3 38.8	45.0 46.9
T 6 (13Mn-3Ni-6.8Cr)	105.2 108.8	105.7 105.0	123.7 121.0	84.5 85.5	86.3 82.0	103.9 102.6	41.9 47.0	46.3 50.0	24.0 30.5	68.0 66.6	69.3 77.2	52.7 58.4
T 7 (6.6Mn-5Ni-8.8Cr)	112.2 105.3	107.0 109.0	120.7 122.2	82.0 80.7	84.0 78.4	99.7 104.2	45.0 29.8	32.5 36.0	16.7 30.3	42.9 36.7	45.5 57.0	28.5 33.5

とが明らかとなった。しかしその他のものは T0 鋼にくらべ強度的にかなり低くなっている。これは引張前における組織と密接な関係があり、マルテンサイトがある程度生成しているほうがすぐれた性質を示すようである。この結果を Table 1 に示した合金成分との関係の上からみると、Mn 量が基本成分系の 2% 以上になると、Ni, Cr 量を多少調節しても生成するマルテンサイト量が少なく十分な強度が出ない傾向がみられる。後のマルテンサイト量の定量結果で明らかとなるが、とくに Mn 量の多い (13%) T3 鋼および T6 鋼では、D 処理材の引張試験後でも M_D 点が常温以下であるためマルテンサイトが生成しておらず、他鋼種にくらべ強度も低い。Table 2 において T1, T2, T3 鋼および T4, T5, T6 鋼の結果を比較することにより 5Ni 系および 3Ni 系鋼の引張性質におよぼす Mn, Cr 量の影響をみる事ができる。すなわち 5Ni 系, 3Ni 系ともに Mn 量が増し Cr 量が減少するほど、すなわち Mn/Cr 比が大になるほど強度は低下し伸びは増加する傾向が認められる。また T2 鋼と T7 鋼を比較すると Mo の半分を V に置換した場合の影響をみる事ができ、B および C 処理材では強度的にほとんど差はないが、D 処理材では V に置換した T2 鋼の方が引張強さ、0.2% 耐力ともに高くなっている。このように Mo の V への置換は強度

的には有利な点もあるが、後述する衝撃性質に関してはあまりよくなく、今回の結果からはその有利性についてはつきりしたことはいえない。

つぎに処理過程と引張性質についてみると、全鋼種に共通した 2 つの傾向が認められる。1 つはサブゼロ処理が性質向上にまつたく寄与しないことである。これは Table 2 中の B 処理と C 処理の結果を比較すると明らかであるが、サブゼロ処理を行なつても強度的にほとんど変化なく、延性においては逆に劣化している鋼種すらみられる (T2, T3, T4 鋼がそうである) 上に、後述する衝撃性質がいちじるしく劣化する。このようにある程度の冷却マルテンサイトの生成による強度上昇を目的としたサブゼロ処理の効果がほとんど現われなかつたのは材料の M_s 点が -196°C 以下の低温であつたためである。したがつてサブゼロ処理の効果を利用するためには M_s 点をサブゼロ温度以上にくるように成分調整をしなければならないのであるが、これはもつとも重要な M_s 点にも影響するため注意を要する。したがつてこの種オースフォーム型 TRIP 鋼の場合、その強化を主としてオースフォームにたよるため (もちろん後述する冷間圧延の効果も大きい) 強化、靱化効果のあまり期待できないサブゼロ処理はあえて行なわなくてもよいように思われる。

もう1つの共通した傾向は冷間加工が延性をそこねることなく強度を上げるのにきわめて有効なことである。これは Table 2 中の C 処理と D 処理の結果を比較すると明らかであるが、15%の冷間圧延により各鋼種とも引張強さが 10~25 kg/mm² 程度上昇しており、伸びはそれほど低下しておらず T1, T2, T4 鋼ではかえって伸びも増加している。このような冷間加工による効果は加工強化効果も重要な因子であるが、後述するマルテンサイト量の定量結果で明らかなように、主として冷間加工によるマルテンサイトの生成によるものと考えられる。したがって冷間加工強化を利用するには材料の M_D 点が常温以上にくるように成分調整することが必要である。この M_D 点と成分の関係についてはのちほど詳述する。

3.2 衝撃性質

供試材の B, C および D 処理材 L 方向に関する標準 2 mm V ノッチシャルピー衝撃試験結果を Fig. 2, 3 および 4 に示す。これらの結果によると Fig. 2 の B 処理材では T1 鋼を除ききわめてすぐれた衝撃性質を示している。とくに T4 鋼は引張強さが B 処理で約 150 kg/mm² であることを考えると、驚くべき衝撃性質を有しているといえよう。しかしオースフェーミング後サブゼロ処理を行なった C 処理材 (Fig. 3) では、全体的に衝撃値レベルが低下しており遷移曲線が平坦になつている。前述の引張試験結果ではサブゼロ処理を行なつても強度、伸びともほとんど変化なく後述する組織上でもほとんど変化がないにもかかわらず、衝撃性質がこ

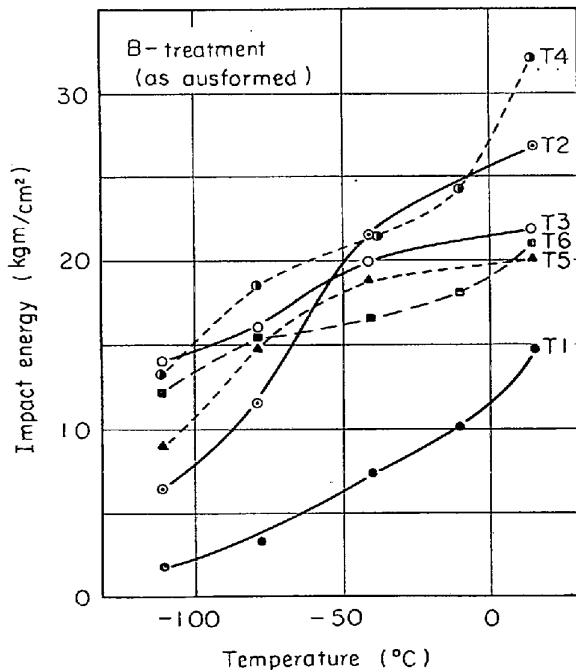


Fig. 2. Impact properties of B-treated materials.

のように劣化する原因については不明である。サブゼロ処理後冷間圧延 (圧下率15%) + 焼もどし(400°C)を行なった D 処理材 (Fig. 4) ではさらに衝撃値レベルが低下し全鋼種ともほとんど遷移現象がみられない。とくに T1 鋼の靱性低下がいちじるしく、基本成分系の T0

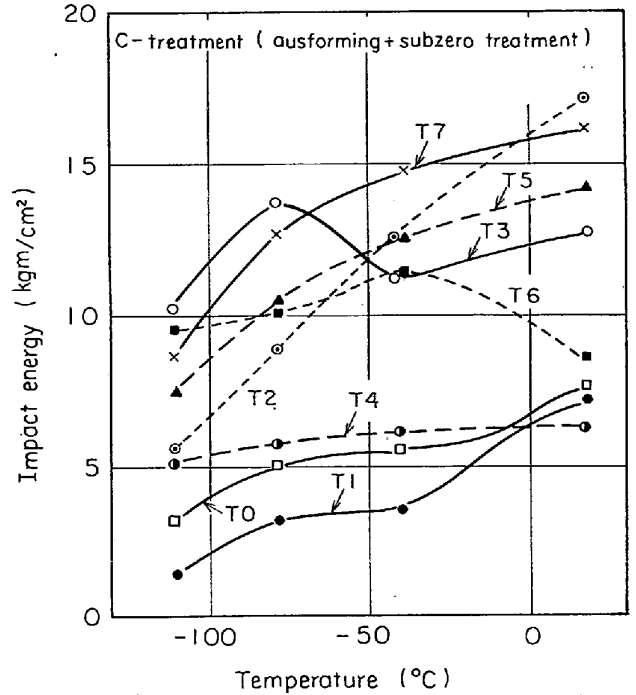


Fig. 3. Impact properties of C-treated materials.

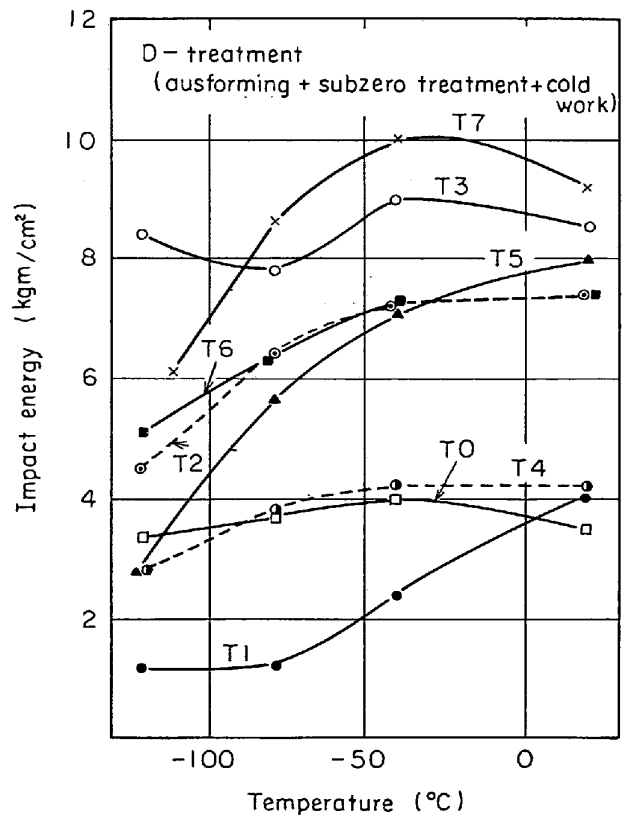


Fig. 4. Impact properties of D-treated materials.

Table 3. Comparison of impact properties of TRIP steels and maraging steels.

Strength level	Impact property	Impact value (kgm)		
		20°C	-80°C	-120°C
175 kg/mm ² grade	18Ni maraging steel	5.0	3.5	3.4
	D-treated T4 steel	4.2	3.7	3.4
	D-treated T0 steel	3.4	3.7	3.4
130 kg/mm ² grade	12-5-3 maraging steel	12.0	8.7	5.2
	D-treated T2 steel	7.4	6.2	4.5

鋼にくらべると引張強さは 10 kg/mm² 程度高いが低温靱性がかなり劣るようである。強度とのかねあいでは T4 鋼が大体 T0 鋼と同一程度であり、他の鋼種では T3 鋼と T7 鋼、T2, T5, T7 鋼が同一程度の衝撃性質を示しているが、強度をも考えるとこれらの中では T2 と T7 鋼がすぐれているといえよう。

今回の結果より強度的にもつとも高い D 処理材の衝撃性質を、現在までに開発されている各種超高張力鋼中もつとも靱性がすぐれているといわれているマルエージング鋼のそれと大体同一強度レベルで比較すると Table 3 のようであり、高強度レベル材ではほぼマルエージング鋼と同等の靱性を有しているが、低強度レベル材では 12-5-3 マルエージング鋼よりも少し靱性が劣るようである。

TRIP 鋼の靱性については GERBERICH⁴⁾, ZACKAY^{2),3)}らが静荷重下での破壊靱性試験を行ない Fig. 5 に示すような結果を得ている。これによると TRIP 鋼の破壊靱性は低合金鋼や PH ステンレス鋼にくらべかなりすぐれた値を示している。このように TRIP 鋼が静荷重下で良好な破壊靱性を有することに関し彼らはクラック先端における塑性エネルギー吸収機構を解析し、オーステナイト→マルテンサイト変態にともなうせん断ひずみによるエネルギー吸収効果もつとも大きく影響していることを明らかにした。しかしこの破壊靱性はひずみ速度に影響され、ひずみ速度が大きくなるにつれて靱性が低下する傾向が認められている³⁾。そして ZACKAY ら³⁾はこのひずみ速度の増加に伴う靱性低下の原因をクラック先端における温度上昇に帰している。つまりひずみ速度が増すとクラック先端での温度上昇が大きくなり局部的には M_D 点以上になるところもでてくる。したがって塑性領域に生成するマルテンサイト量が減少し、マルテンサイト変態に伴うひずみエネルギー吸収効果が小さく

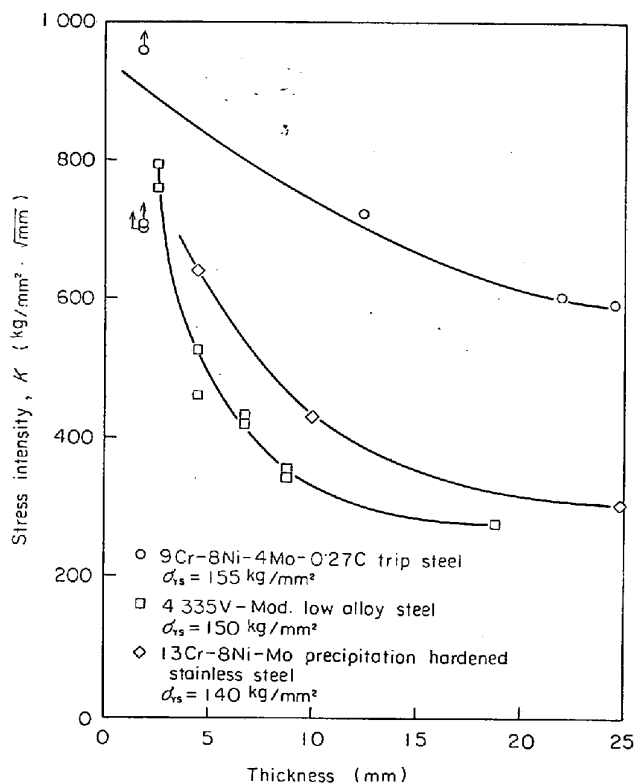


Fig. 5 Effect of thickness on toughness transition of TRIP steel and two conventional steels.

なるため靱性が低下すると考えている。このようにひずみ速度の増加につれ靱性が低下するとすれば、衝撃試験のような動荷重下ではさらに靱性が低下するものと思われる。

Fig. 3 に示した T0 鋼の衝撃性質が GERBERICH らによる Fig. 5 の破壊靱性から予想されるほどの結果が得られなかつたのはこのひずみ速度の影響によるものと理解してよいだろう。しかし彼らの実験においてもひずみ速度が高々 0.2 in/sec までのデータしか示されておらず衝撃試験のような動荷重下における靱性におよぼす TRIP 現象の影響については不明な点が多い。そこで静荷重下での好靱性がマルテンサイト変態に伴うひずみエネルギー吸収効果によると考えられている³⁾⁴⁾ゆえ、衝撃荷重の場合におけるクラック先端でのオーステナイト→マルテンサイト変態挙動に関する何らかの知見をうるため T0 鋼 C 処理材の衝撃破断部におけるマルテンサイトの生成傾向を磁気特性、硬さ、組織の面より調査した。その結果破断面は強磁性を示し Photo. 1 に示す組織観察、さらに硬さ測定より破断面近傍ではかなりのマルテンサイトが生成していることが明らかとなつた。硬さ測定にもとづくマルテンサイト生成層の厚さは約 0.5~1.0 mm の範囲で、破壊の発生部と考えられる切欠底近傍が約 1 mm でもつとも厚く、クラックの伝播部は約

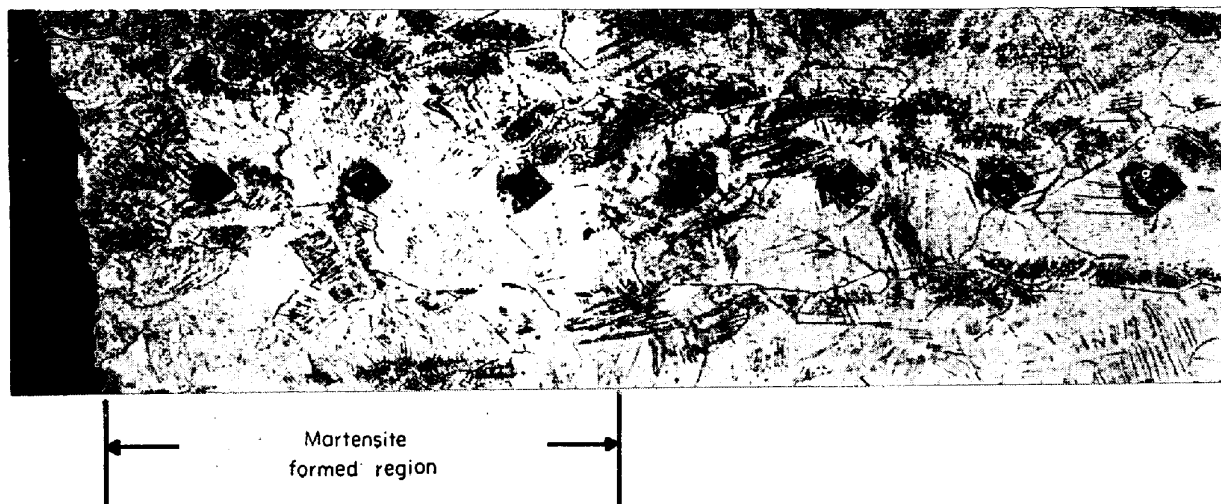


Photo. 1. Cross-sectional microstructure adjacent to impact fracture surface of C-treated T0 steel. $\times 100$ (7/8)

Table 4. Hardness and martensite volume fraction in each process stage.

Steel	Measured factor	*Process stage					
		A	B	C	D	E	F
T 0	% Martensite Hardness	0 190	0 403	0 383	22 489	45 562	74 641
T 1	% Ma VHN	21 198	18 360	38 422	57 506	85 563	100 622
T 2	% Ma VHN	0 186	0 351	0 346	11 408	18 477	48 575
T 3	% Ma VHN	0 162	0 332	0 344	0 370	0 414	0 441
T 4	% Ma VHN	40 227	40 372	40 379	54 487	100 546	100 598
T 5	% Ma VHN	0 197	0 347	0 356	4 418	28 507	27 558
T 6	% Ma VHN	0 190	0 340	0 352	0 412	0 461	0 467
T 7	% Ma VHN	0 193	0 357	0 367	6 424	13 426	12 488

*A: As solution treated
 B: A + Ausforming (450~250°C, 35%)
 C: B + Subzero-treatment (-196°C)
 D: C + cold working (15%) + tempering (400°C)
 E: Fractured region of C-Treated tensile specimen
 F: Fractured region of D-Treated tensile specimen

0.5 mm ぐらいであった。以上の結果より高ひずみ速度下での靱性低下（静荷重下での靱性に比較して）の原因はひずみ速度の増加によるマルテンサイト変態抑制効果では十分説明できないようである。以上述べたように高ひずみ速度下における TRIP 鋼の靱性についてはクラ

ック先端近傍での塑性領域の大きさおよびクラックの伝ばと加工誘起変態の関係を明らかにすることが重要な問題と考えられる。

3.3 処理過程とマルテンサイト量

T0~T7 鋼について A~D 処理後および C, D 処理材引張破断後の破断部近傍について X 線回析によりマルテンサイト量の定量およびピッカース硬さ測定を行なった。結果をまとめて Table 4 に示す。ただし T4 鋼の場合、後に示す顕微鏡組織で明らかとなるが、かなりの量のデルタフェライトが残存しておりこれとマルテンサイトとの量比を X 線的に定量できないため、表中の値はデルタフェライト + マルテンサイト量を表わしていることをことわしておく。Table 4 より各鋼種の M_s , M_D 点について考えてみると、 M_s 点が常温以上にあると思われるのはマルテンサイト変態が冷却速度に左右されないと仮定すると T1 鋼のみで（T4 鋼 A 処理における 40% は前述したデルタフェライト量である）、他鋼種は溶体化処理後液体窒素中でサブゼロ処理をほどこしても（C 処理）マルテンサイトが生成していないことより M_s 点は -196°C 以下である。また M_D 点に関しては T3, T6 鋼は冷間加工を 15% 加えた D 処理材、さらにそれを引張破断した破断部近傍にもマルテンサイトが生成していないことより M_D 点は室温以下である。その他の鋼種は B 処理でマルテンサイトを生成しておらず、D 処理でマルテンサイトを生成していることより M_D 点は常温以上でオースフォーミングの下限温度 250°C 以下である。D 処理で生成しているマルテンサイト量より M_D 点をもっとも高いのは T1 鋼で、ついで T0 鋼あるいは T4 鋼, T2 鋼, T5 鋼あるいは T7 鋼と順次低くなっているものと思われる。この

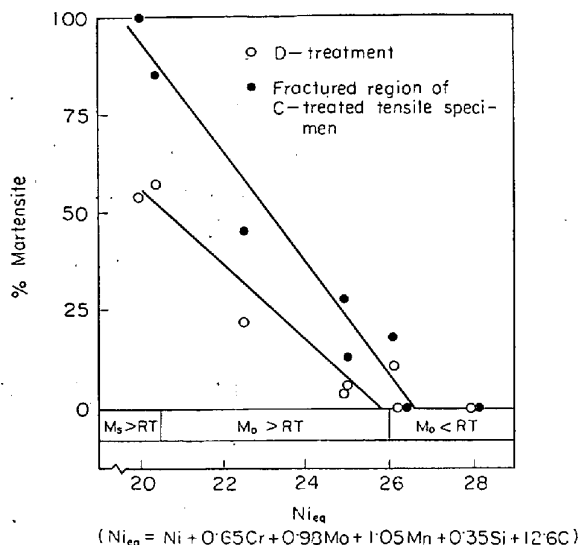


Fig. 6. Relation between Ni_{eq} and amount of strain induced martensite.

M_D 点は TRIP 鋼の機械的性質を左右するもつとも重要な因子と考えられ、これが常温付近にくるようまく成分調整をしなければいけない。したがって TRIP 鋼の新鋼種開発には加工誘起変態と化学組成の関係を把握することがきわめて重要なことである。平山ら⁹⁾は 18-8 ステンレス鋼オーステナイトの安定度に対する組成の変動や添加元素の影響について研究し、オーステナイトの安定度を表わす尺度として各元素を Ni 当量 (Ni_{eq}) で示した。彼らによると

$$Ni_{eq}(\%) = Ni\% + 0.65 \times Cr\% + 0.98 \times Mo\% + 1.05 \times Mn\% + 0.35 \times Si\% + 12.6 \times C\%$$

で表わされ、Ni_{eq} ≥ 25.7% では M_D 点は室温以下で室温加工ではマルテンサイト変態を誘発しない。

20.7% > Ni_{eq} > 25.7% では室温加工でマルテンサイト変態を誘発し、Ni_{eq} が低いほど加工誘起マルテンサイト量が多い。Ni_{eq} = 20.7% で M_S 点が室温となり、

Ni_{eq} < 20.7% では普通の冷却マルテンサイトと加工誘起マルテンサイトが混在するとしている。いまこれら 18-8 ステンレス鋼に関する M_D 点と成分の関係が TRIP 鋼にも適用できないかどうか調べてみると多少数値的誤差はあるが今回の成分系に関してはだいたい当てはまるようである。すなわち今回の供試材について Ni_{eq} を上式により計算するとつぎのようである。

T0 : 22.5%	T3 : 28.1%	T6 : 26.3%
T1 : 20.4%	T4 : 20.0%	T7 : 25.0%
T2 : 26.1%	T5 : 24.9%	

したがって M_D 点が室温以下となるのは T2, T3, T6 鋼となるが T2 鋼を除き Table 4 の結果とよく一致する。また M_D 点が室温以上となる Ni_{eq} 範囲を 20.7~25.7% とすると T0, T5, T7 鋼らがこの範囲となりこれも結果とうまく合う。以上のことより M_D 点と成分の関係を把握するには上の Ni_{eq} と M_D 点の関係を 1つの目安とすることがきわめて有効であつて、上記 Ni_{eq} 値および Table 2 の引張試験結果をあわせ考えると常温で十分な TRIP 現象を起こさせるには Ni_{eq} を 20~23% の範囲に入るよう成分調整するとよいようである。Fig. 6 は Table 4 に示したマルテンサイト量との関係を図示したもので、Ni_{eq} が増加するにつれてオーステナイトが安定となり加工誘発されるマルテンサイト量が減少することを示している。

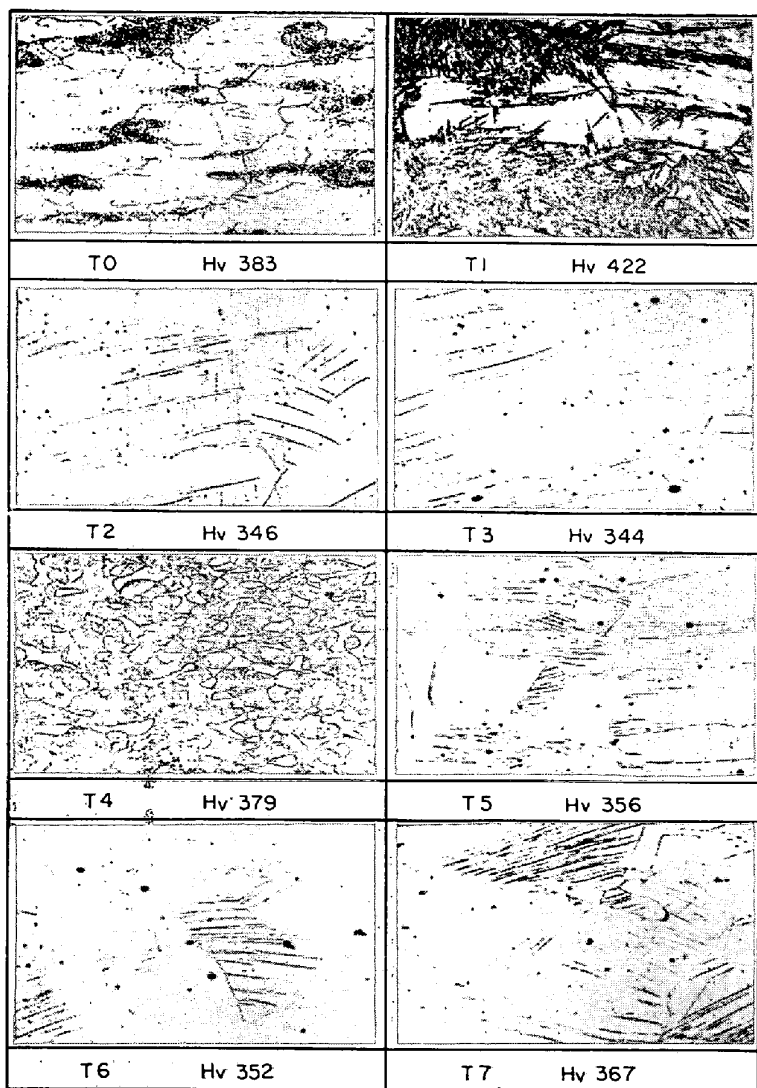


Photo. 2. Optical microstructure of C-treated materials. ×200 (8/7)

Photo. 2 に T0~T7 鋼 C 処理材の顕微鏡

組織を示す。これによると明らかな α' -マルテンサイトが生成しているのは T1 鋼のみで、T4 鋼ではすでに述べたようにかなりの δ -フェライトが生成している。その他の鋼種では地はオーステナイトであるが、オースフォーミングにより溶体化処理では認められなかった変形模様はかなり顕著に現われている。これは光学顕微鏡だけでは確言できないが、この種 TRIP 鋼は比較的積層欠陥エネルギーが低いこと、組織自体の硬さが Hv: 350 前後と溶体化処理のまま (Table 4 参照) にくらべて著しく硬化している点より ϵ -マルテンサイトであろうと思われる。なお T0 鋼は他鋼種に比べ少し溶体化温度が低かった (1120°C) ためかなりの残留炭化物がみられる。これは X 線マイクロアナライザーで調べた結果では Mo 炭化物ではないかと思われる。

3.4 高温引張性質

T0 鋼 C 処理材について温度 100°, 200°, 300°, 400°, 500°C で高温引張試験を行なった。その結果を Fig. 7 に示す。図中の各点は試験片 2 本の平均値を示している。これによると温度 100°C で引張強さが常温の約 150 kg/mm² から約 100 kg/mm² まで低下し、伸びも 28% から 18% 位まで低下している。絞りは逆に常温での約 20% から約 63% に増加し破断部はかなりネッキングを起こし、常温引張のときのような著しい加工硬化現象はみられなかった。このことは T0 鋼の M_D 点が 100°C 以下であったため引張荷重を加えてもマルテンサイト変態が誘発されず TRIP 現象が現われなかったとして理解できる。事実 100°C 引張破断後の破断部近傍について X 線回析によりマルテンサイト生成の有無を調べたが、常温試験の場合には約 45% のマルテンサイト

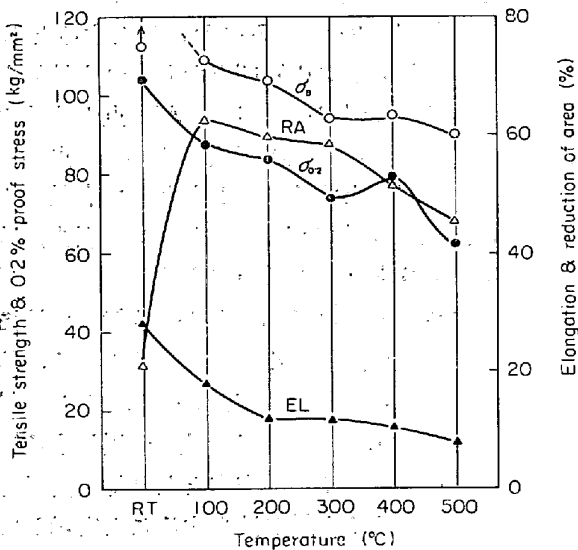


Fig. 7. High temperature tensile properties of T0 steel.

が認められた (Table 4 参照) にもかかわらず 100°C 試験の場合には全然認められなかった。TRIP 鋼の高温引張性質は材料の M_D 点と密接に関係する。すなわち高温でも TRIP 現象により良好な性質を得ようと思えば M_D 点はその温度以上となるように成分調整しなければならない。したがって今回のような常温の性質を重視した成分系では高温性質がかなり悪くなるのはやむをえないように思われる。

3.5 遅れ破壊性質

引張強さ 120~130 kg/mm² 以上の高強度材になると耐遅れ破壊性が材質評価の重要な因子となるゆえ、供試材中の T0 鋼 C 処理材について Fig. 8 に示す丸棒試験片を用い常温蒸留水中で遅れ破壊試験を行なった。その結果を Fig. 9 に示す。図中には比較のため T0 鋼 C 処理材と同一強度レベルの No 43 鋼および SAE 4037

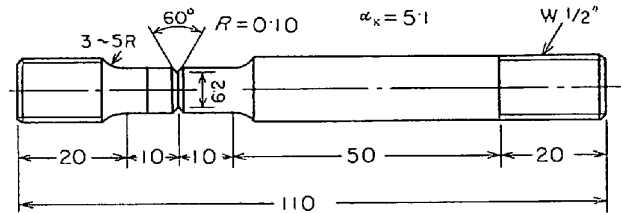


Fig. 8. Shape and dimension of specimen for failure test.

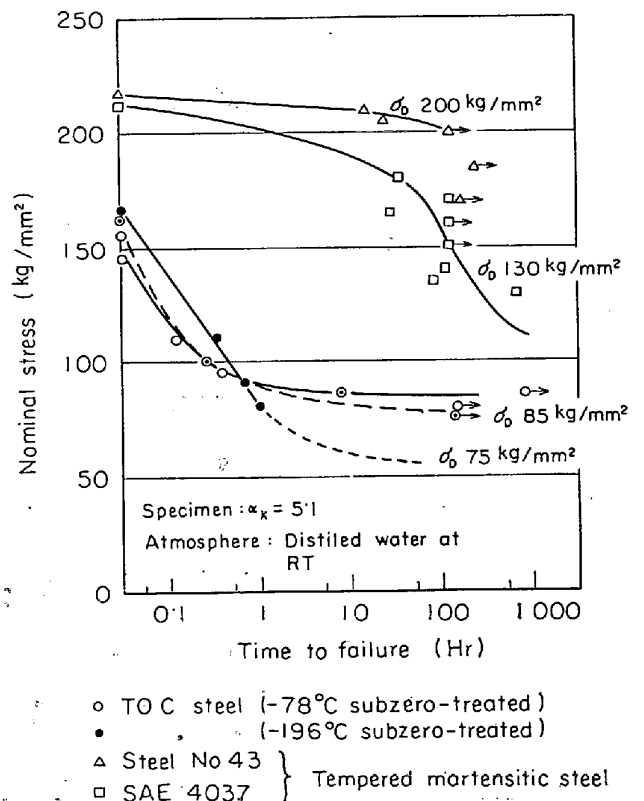


Fig. 9. Delayed failure properties of C-treated T0 steel and tempered martensitic steels.

Table 5. Compositions and mechanical properties of comparative steels.

Composition (wt %)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Al	Cu
No. 43 SAE 4037	0.23 0.35	0.18 0.29	1.25 0.77	0.009 0.020	0.011 0.018	— 0.02	1.58 0.05	— 0.22	<0.010 0.037	— 0.02

Mechanical property

Steel	Heat treatment	$\sigma_{0.2}$ (kg/mm ²)	σ_B (kg/mm ²)	* σ_{True} (kg/mm ²)	E L (%)	R A (%)
No. 43	900°C × 30' OQ 250°C × 2hr AC	118	143	232	18	60
SAE 4037	845°C × 30' WQ 355°C × 2hr AC	130	142	211	14	51

* True rupture stress

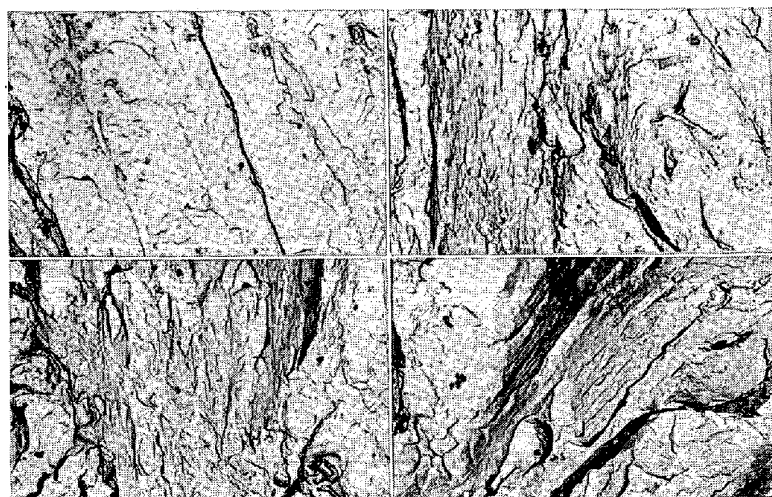


Photo. 3. Typical fractographs of delayed failure specimen. ×3000 (4/7).

鋼に関する結果を併記した。比較材 2 鋼種の組成、熱処理、機械的性質を Table 5 に示す。また図中の σ_D は遅れ破壊強さ（負荷時間 100hr で破壊しない上限応力）を表わしている。

Fig. 9 においてまず破断時間 0 における切欠強さについてみると、両鋼種ともに引張強さは 140 kg/mm² 級であるにもかかわらず切欠強さは比較材の焼もどしマルテンサイト鋼はともに 200 kg/mm² 以上を示しているのに対し TRIP 鋼は 150~160 kg/mm² 程度とかなり低い値を示している。また遅れ破壊強さについてみると比較材の No 43 鋼は σ_D : 200 kg/mm², SAE 4037 鋼は σ_D : 130 kg/mm² であるのに対し TRIP 鋼は -78 °C サブゼロ材で σ_D : 85 kg/mm² と切欠強さの約半分くらいまで低下しており、焼もどしマルテンサイト鋼にくらべかなり遅れ破壊性質が劣るという結果がえられた。この TRIP 鋼の遅れ破壊性質に関しては最近まで

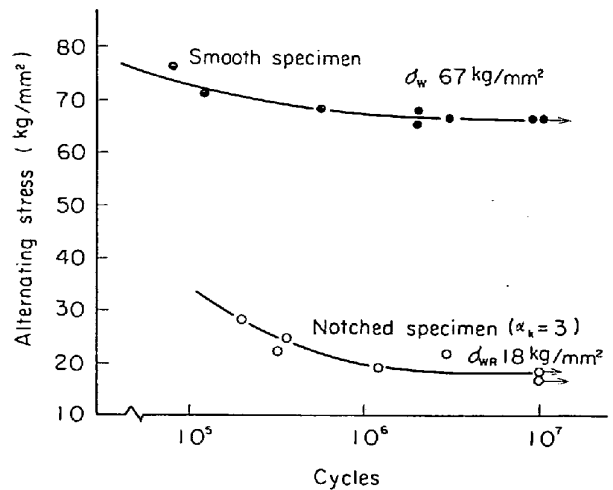
何の報告もみられなかつたが、ごく最近 GERBERICH ら⁵⁾は H₂-charging 法により供試材の T0 鋼とほぼ同一組成の TRIP 鋼と 0.46C-2Si-12Ni-4Co 系焼もどしマルテンサイト鋼の水素脆性について調べ、著者らの結果とは逆に TRIP 鋼の方が焼もどしマルテンサイト鋼よりもすぐれた水素脆性抵抗を有するという結果を得ている。しかし彼らの報告には焼もどしマルテンサイト鋼に関するデータが 1 つしかなく、それも負荷時間 34 min で破断した試料が pin-loading hole で破断しており材料の水素脆性抵抗を表わしていないため比較材の性質についてはまったく明らかでない点を考えると TRIP 鋼の方が焼もどしマルテンサイト鋼よりも水素脆性抵抗がすぐれていると断言する

にはデータ不足ではないと思われる。また試験片が 0.1 in 厚という薄板であること、試験法が H₂-charging 法であること、試験片形状が片側切欠（疲労切欠付）であることなど今回の著者らの試験条件と異なる点が多いため直接データの比較はできないが、いずれにしても Fig. 9 に示した TRIP 鋼の遅れ破壊性は GERBERICH らの結論から想定される性質よりかなり悪い性質を示しているといえる。このように TRIP 鋼が遅れ破壊性質に問題を有する原因について今回の結果からは確かな知見が得られず、さらに詳細な実験検討を要するところであるが、いちおうつぎのようなことが考えられる。Photo. 3 に遅れ破壊破面のフラクトグラフを示すが、いずれも stretched pattern を有したいわゆる擬へき開破面を呈しており、これはマルテンサイト変態が誘発されたことを示唆している⁶⁾。このように静荷重下ではあるが試験中に切欠先端部からオーステナイト→マルテンサイト変態

が徐々に進行しており、クラックがこのようにして加工誘発された硬いマルテンサイトを撰択的に伝播するものと考えられる。したがってこの加工誘発されるマルテンサイト自体の遅れ破壊性が TRIP 鋼の遅れ破壊性を支配する重要な因子となる。しかし本 TRIP 鋼の場合加工誘起されるマルテンサイトの硬さは Table 4 の T0 鋼 E および F 処理における結果にみるごとく Hv で 550 以上 (ピッカース硬さ-強度の換算によると強度約 175 kg/mm² 以上) を示しており、現有超高張力鋼 (マルエージングを除く) では引張強さが 120~140 kg/mm² 以上になると急に耐遅れ破壊性が低下する¹⁰⁾ 点を考えると (この異常に硬いマルテンサイトの生成が TRIP 鋼の遅れ破壊性のよくない原因ではないかと考えられる。したがってこれを改善するには炭素量を下げるなど誘起マルテンサイトの硬さを低下させる必要があると思われる。

3.6 疲労性質

TRIP 鋼の疲労特性を調べるため Fig. 10 に示す平滑および切欠試験片を用い小野式回転曲げ疲労試験機 (くり返し速度: 3400 rpm) により回転曲げ疲労試験を行なった。結果を他鋼種のデータとともに Fig. 11 に示す。これによると平滑材の疲れ限度 σ_w (10^7 回のくり返し数で破断しない上限くり返し応力) は 67.0 kg/mm² で疲れ限度比は 45% あり通常の値を示している。一方切欠材 ($\alpha_k=3.0$) の疲れ限度 σ_{WR} は 18.2 kg/mm², $\beta=3.7$ で、通常の $\alpha_k > \beta$ なる傾向と異なり、切欠に非



Fatigue properties of other steels

Steel	σ_b (kg/mm ²)	σ_w (kg/mm ²)	σ_{WR} (kg/mm ²)
18Ni maraging	175	70	35
12-5-3 maraging	135	65	—
HP9-4-25	140	75	38

Fig. 11. S-N diagrams of C-treated TO steel and fatigue properties of other steels.

常に敏感になつていくことがわかる。すなわち 18Ni マルエージング鋼, 12-5-3 マルエージング鋼, HP 9-4-25 鋼と比較すると, TRIP 鋼の疲労性質は平滑材ではだいたいマルエージング鋼のみでありとくに悪くもないが、切欠材になるとマルエージング鋼や HP 9-4 鋼にくらべかなり悪くなる。

3.7 耐食性

TRIP 鋼の耐食性を調べるため 25×25×5 mm 寸法の試験片を全表面 JIS No 500 のペーパーで手研磨仕上げたのち、10% HNO₃ × 8hr および 2% H₂SO₄ × 24hr なる腐食条件で常温腐食試験を行なった。その結果を同一条件における 18Ni マルエージング鋼, 4Ni-12Cr-12Co-5Mo マルエージ型ステンレス鋼および低合金マルテンサイト鋼 300M に関する結果とともに Table 6 に示す。また Table 7 に比較材の化学成分を示す。これによると HNO₃ および H₂SO₄ 雰囲気の場合ではあるが、他鋼にくらべ TRIP 鋼はいちじるしく耐食性にすぐれ

Table 6. Result of corrosion test on C-treated TO steel and others.

Solution	Time (hr)	Corrosion rate (g/mm ² /hr)			
		Steel TO (C-treated)	18Ni-Marag.	Marag. type STS	300M
10% HNO ₃	8	0	2.69	0	12.4
2% H ₂ SO ₄	24	1 × 10 ⁻⁶	2.71	2 × 10 ⁻³	4.03

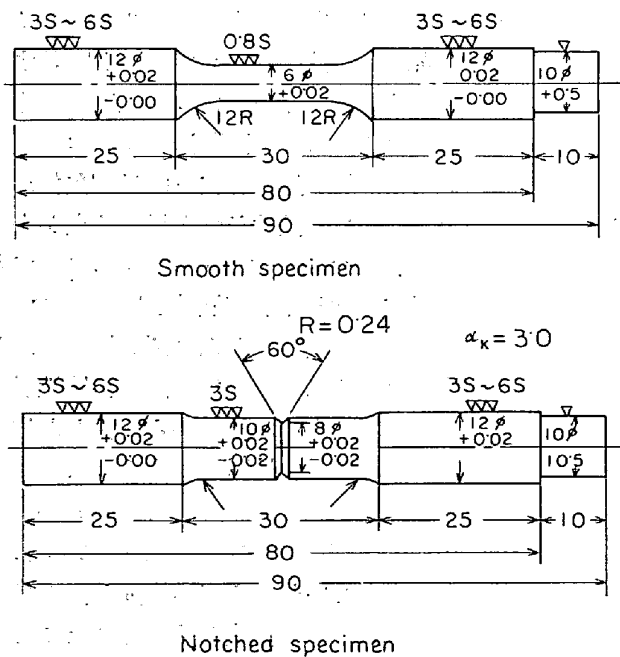


Fig. 10. Shapes and dimensions of specimens for fatigue test.

Table 7. Chemical composition of reference materials (wt %).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Co	Al	Other
18Ni-Marag.	0.03	0.15	0.04	0.003	0.013	18.54	—	5.01	9.28	0.14	0.48Ti 0.01Zr 0.003B
Marag. type STS	0.03	0.09	0.01	tr.	0.011	4.57	12.63	4.58	12.42	0.07	—
300M	0.25	1.49	0.97	0.009	0.009	1.86	0.99	0.38	—	0.08	0.07Cu

ていることがわかる。TRIP 鋼の耐食性に関しては現在までのところ GERBERICH¹⁾ による 10% 硫酸溶液中での耐食性に関する報告がみられる。彼は合金成分を変えた 11 鋼種の TRIP 鋼の耐食性について調べ、Cr がもつとも有効な元素で、2~4% の範囲内の Mn および C が耐食性を著しく悪くする元素であることを明らかにし、TRIP 鋼の耐食性におよぼす合金元素の影響を表わす 1 つのパラメーターとして次式のごとき alloy parameter をもうけこれが大きくなると耐食性がよくなると述べている。

$$\text{alloy parameter} = 1\%Cr - 3(2 < \%Mn < 4) - 10\%C$$

しかし TRIP 鋼は応力下における使用時を考えた場合、組織が漸次オーステナイトからマルテンサイトへ変態すると考えられるため遅れ破壊の場合と同様生成するマルテンサイトの耐食性が問題となる。この点より TRIP 鋼の耐食性試験としては応力腐食試験の方が望ましいように思われる。

4. 結 言

ZACKAY らの提唱する成分系を基本成分鋼 (0.25C, 2Si, 2Mn, 8Ni, 9Cr, 4Mo) として選びその各性質について調べるとともに、基本成分鋼を改変した鋼について処理過程および合金元素と機械的性質について検討した結果つぎのようなことが明らかとなった。

1) 強度と延性の関係は基本鋼 15% の冷延材で約 170 kg/mm² の引張強さと約 25% の伸びを示し、他の強力鋼では期待できないすぐれた組み合わせが得られた。

2) 切欠衝撃性質および平滑疲労性質は従来の強力鋼 (たとえばマルエージング鋼) と同一程度であった。

3) 切欠疲労性質および遅れ破壊性質は低合金マルテンサイト鋼やマルエージング鋼にくらべかなり劣る。これらの性質を改善するには誘起マルテンサイトの靱性を検討する必要がある。

4) 常温の 10% HNO₃ および 2% H₂SO₄ 溶液に対する耐食性はきわめて良好であった。

5) 処理過程と機械的性質の関係では、サブゼロ処理

は強度、延性の向上にはまったく効果なく、逆に衝撃性質を劣化させるのに対し、冷間圧延が延性をそこねることなく強度を増すのにきわめて有効であった。

6) 基本成分系の高価な Ni, Mo を安価な Cr にある程度おきかえても強度対伸びの点では基本成分系のものよりもすぐれた鋼のえられることが明らかとなった。

7) 合金元素と機械的性質の関係は材料の M_D 点と密接な関係があり、今回の結果より次式で示される平山ら⁹⁾ の Ni 当量がこの合金元素と機械的性質の関係を把握する上の 1 つの目安となることが明らかとなった。

$$\begin{aligned} Ni_{eq} = & \%Ni + 0.65\%Cr + 0.98\%Mo + 1.05\%Mn \\ & + 0.35\%Si + 12.6\%C \end{aligned}$$

この Ni_{eq} が 20~23 の範囲にある場合に強度、延性の点で良好な性質が得られるようである。

なお TRIP 鋼は現在すでに線材として実用化されているようであるが¹¹⁾、製造工程にオースフェーミングが入るため製品寸法にかなりの制約を受けることが予想される。とくに板材の場合には板厚が厚くなるとかなり強力な圧延機が必要となる。こういった点を解決するため最近では強化をオースフェームによらず熱処理による析出強化をねらった新しい型の TRIP 鋼開発が考えられており¹²⁾オースフェーム型にくらべるとはるかに扱いやすくなるものとして注目される。

最後に本研究を遂行するにさいし有益なるご助言をいただいた京都大学金属加工学教室田村今男教授に対し深く感謝いたします。

文 献

- 1) V. F. ZACKAY, et al.: Trans. ASM, 60(1967), p. 252
- 2) V. F. ZACKAY, et al.: Trans. ASM, 61(1968), p. 843
- 3) W. W. GERERICH, P. L. HEMMINGS, V. F. ZACKAY, and E. R. PARKER: Univ. of Calif., Berkeley: UCRL-18467, Sept. 1968
- 4) W. W. GERBERICH: Univ. of Calif., Berkeley; UCRL-18609, Nov. 1968
- 5) R. A. McCoy, W. W. GERBERICH, and V. F.

-
- ZACKAY: *Met. Trans.*, 1(1970), p. 2031
- 6) C. R. CHANANI, V. F. ZACKAY, and E. R. PARKER: *Met. Trans.*, 2(1971), p. 133
- 7) 田村: 鉄と鋼, 56(1970), p. 133
- 8) 田村, 牧: 変態中の加工と機械的性質に関する討論会予稿, 1969, 9. 日本金属学会
- 9) 平山, 小切間: 日本金属学会誌, 34(1970)5, 507
- 10) 山本, 藤田: R&D 神戸製鋼技報, 18(1968)3, p. 93
- 11) E. J. DULIS and V. K. CHANDHOK: *Metal Prog.*, 95(1965)1, p. 101
- 12) 牧, 田村, 岡: 鉄と鋼, 57(1971), 4, p. 142
-