

論 文

TRIP 鋼の機械的性質に及ぼすマンガン
およびニッケルの増量の影響

© 1985 ISIJ

小林 俊郎*・若井 直人*²・八木 渉*³梶野 利彦*⁴・上田 倣完*⁵Effects of Manganese and Nickel Increase on Mechanical
Properties of TRIP SteelToshiro KOBAYASHI, Naoto WAKAI, Wataru YAGI,
Toshihiko KAZINO and Yoshisada UEDA

Synopsis:

The mechanical properties such as strength, ductility, and toughness were examined in static- and dynamic-tensile tests, V-notched Charpy impact test, and dynamic fracture toughness (J-integral) test for three sorts of steels with the ausform of 25% rolling: (steel A) Fe-0.3C-9Cr-8Ni-4Mo-2Mn, (steel B) Fe-0.3C-9Cr-8Ni-4Mo-10Mn, and (steel C) Fe-0.3C-9Cr-12Ni-4Mo-10Mn.

For steel A, besides the usual TRIP in a narrow sense caused by the deformation induced α' -martensite, a different type of TRIP in a wide sense was observed in the static tensile test, which was due to the substructure such as stacking fault and mechanical twin. In dynamic tensile test and Charpy impact test for steel A, TRIP slightly occurred.

For steels B and C, TRIP in a wide sense alone occurred in the tests because of stabilization and low stacking fault energy of austenite matrix by high Mn content. High Mn TRIP steels provided an excellent dynamic fracture toughness.

1. 緒 言

V. F. ZACKAY ら¹⁾ によつて開発された TRIP 鋼は加工熱処理とその後の TRIP 現象などにより高い強度と延性・靱性を兼備した強靱鋼であり、各種部材として用いられている²⁾。その特性は化学組成および処理方法により複雑に変化し、必ずしも ZACKAY ら¹⁾ によるものが最良とは限らないとの指摘もあり³⁾、幾つかの改良点も見られる⁴⁾。また TRIP 現象は従来一般に静的ひずみ下で準安定オーステナイトがマルテンサイトへ変態する際に変態が徐々に進行することが必要であり高速ひずみ下では早期にマルテンサイト化するために TRIP 現象が生じにくいといわれ⁵⁾、動的ひずみ条件に関する詳しい報告は少ない。そこで本研究では TRIP 鋼について静的および動的ひずみ下での材料特性の評価を行うと共にオーステナイト安定化元素⁶⁾の Mn, Ni を増量した

場合の影響を調べ、今後における本材のいつそこの靱性向上の可能性について検討した。

2. 実 験 方 法

2.1 供試材、処理法および試験片

供試材の化学組成を Table 1 に示す。鋼 A は従来の TRIP 鋼の標準的組成⁷⁾ でありこれを基本鋼種とした。鋼 B は Mn を 10% に増し、鋼 C はさらに Ni 量を 12% に増した。両鋼の Si 量は靱性向上をはかり 1% に減じた。供試材は高周波大気溶解により 15 kg 鋼塊を溶製し 20 t × 100 w × 250 l (mm) に熱間鍛造したのち Fig.

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

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Al
A	0.274	2.00	2.02	0.007	0.002	8.04	8.93	3.93	0.019
B	0.274	1.04	10.14	0.007	0.004	8.07	8.87	3.94	0.035
C	0.272	1.04	10.05	0.007	0.004	12.23	8.85	3.91	0.050

昭和 56 年 11 月日本金属学会講演大会にて一部発表 昭和 59 年 9 月 3 日受付 (Received Sep. 3, 1984)

* 豊橋技術科学大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Toyohashi University of Technology)

*² 名古屋大学大学院 (現: (株)東芝) (Graduate School, Nagoya University, Now Toshiba Co., Ltd.)

*³ 名古屋大学大学院 (現: アイシン精機(株)) (Graduate School, Nagoya University, Now Aisin Seiki Co., Ltd.)

*⁴ 鈴鹿工業高等専門学校 (Suzuka Technical College, Shiroko-cho Suzuka 510-02)

*⁵ 名古屋大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Nagoya University)

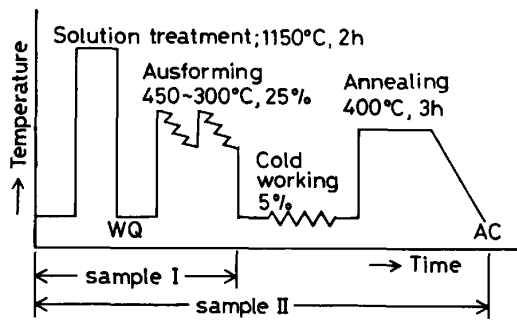


Fig. 1. Schematic diagram of heat treatment and thermo-mechanical process.

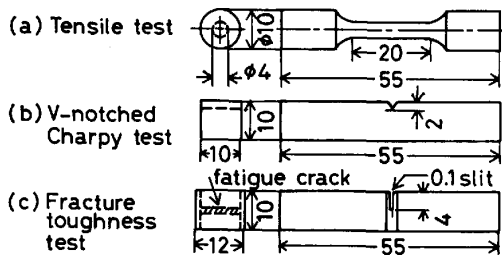


Fig. 2. Geometries of specimens.

I に示す処理を施した。オースフォームは小型圧延機を用い約 10 pass, 2 heat で行つた。これまでの試料を I 材とし供試材記号を AI, BI, CI とした。藤田ら⁴⁾によればこれに続くサブゼロ処理は衝撃靱性を劣化するので本研究では用いなかつた。室温での小型圧延機による冷間加工と加工ひずみ除去焼なましを付加した試料を II 材 (A II, B II, C II) とした。各種の試験片 (Fig. 2) は長手方向を圧延方向に、切り欠きを板厚方向にして機械加工した。

2.2 組織観察とマルテンサイトの定量

組織観察はバフ研磨・電解研磨ののち 1% ピクリン酸アルコール溶液-塩酸の 100:15 の混合溶液で腐食し光学顕微鏡によつた。 α' および ϵ マルテンサイトは MILLER⁸⁾ (回折線: $(211)_{\alpha'}$, $(220)_{\gamma}$, $(311)_{\gamma}$) および REED ら⁹⁾ ($(10\bar{1}1)_{\epsilon}$, $(200)_{\gamma}$, $(200)_{\alpha}$) の X 線回折法で定量した。

2.3 材料試験

引張試験は $-196\sim 90^{\circ}\text{C}$ において、静的試験はインストロン型試験機を用いクロスヘッド速度 0.1 mm/min ($\dot{\epsilon}=8\times 10^{-4}\text{ s}^{-1}$)、動的試験は容量 490 J の計装化シャルピー試験機を用いハンマー速度 5 m/s ($\dot{\epsilon}=250\text{ s}^{-1}$) で行つた。シャルピー衝撃試験は $-196\sim 200^{\circ}\text{C}$ において動的引張試験と同じ試験機・速度で実施し、荷重-変位曲線から吸収エネルギー・最大荷重などを演算装置¹⁰⁾を用いて算出した。動的破壊靱性試験は計装化シャルピー

試験機を用い low blow 法¹⁰⁾ (容量 49 J , 衝撃速度 1.7 m/s) で実施し、コンプライアンス法¹⁰⁾ で補正した荷重-変位曲線から安定き裂発生エネルギーを求め RICE の式¹¹⁾により J 積分値を求めた。この場合 stop block 法¹²⁾・加熱着色法により、き裂進展量と変位量の関係を求め、マイクロ破面上での限界ストレッチゾーン幅との対応から安定き裂発生点を決定した。

3. 実験結果および考察

3.1 ミクロ組織

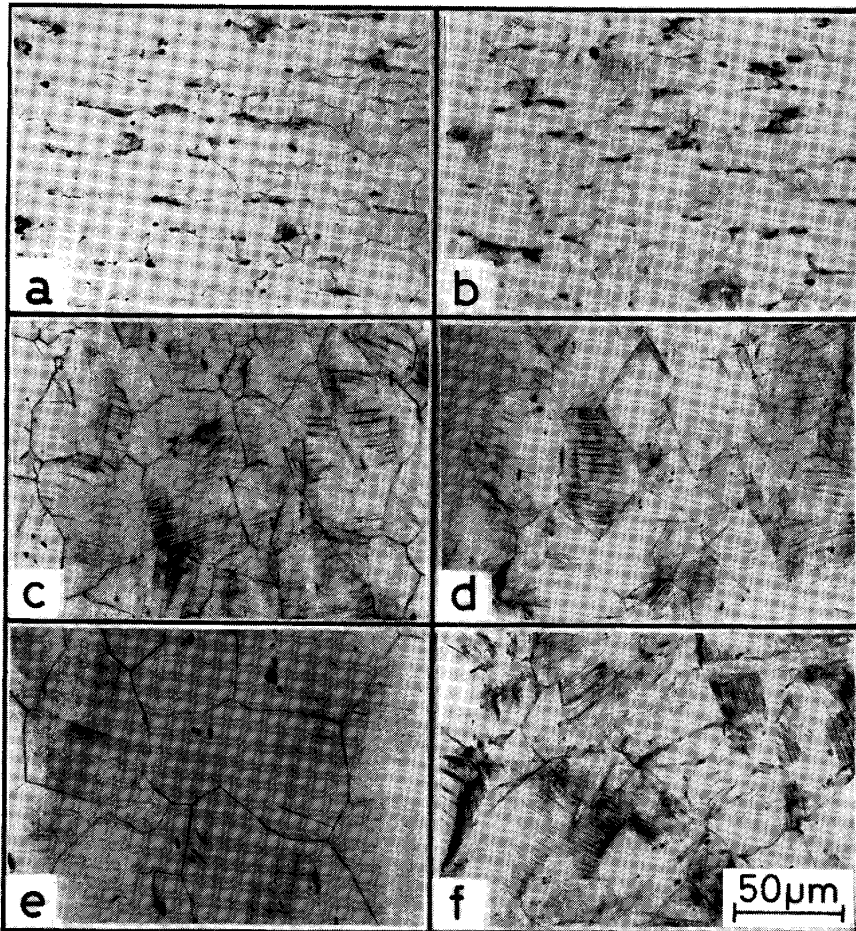
各試料の光学顕微鏡組織をオーステナイトの平均粒径 (d_{γ})・硬さ (HV, 490N) と共に Photo. 1 に示す。各試料とも基地はオーステナイトであり、 d_{γ} は鋼 A の約 $25\text{ }\mu\text{m}$ に比べ、鋼 B と C ではそれぞれ約 $56, 65\sim 73\text{ }\mu\text{m}$ と Mn, Ni の添加により粗大化した。基地中に黒く点在する相は X 線マイクロアナライザーによる調査から未固溶の Mo 炭化物と思われる。試料 A II には X 線回折により約 10% の α' マルテンサイトが検出されたが他の試料には認められなかつた。鋼 A の M_d 点は室温以上であり室温加工によつて加工誘起 α' マルテンサイトが生じたことがわかる。

オーステナイト粒内にすじ状模様が見られ特に鋼 B と C で著しく、また I 材よりも II 材で幾らか多くこの点は硬さに反映されている。このすじ模様は ϵ マルテンサイトとの推定もある⁴⁾。積層欠陥エネルギーの低い fcc 鋼においては下部組織として積層欠陥・変形双晶・ ϵ マルテンサイトの存在が考えられ、M. W. BOWKETT ら¹³⁾ は 18Cr-8Ni 鋼においてこれらの下部組織が共存する例を認めているが、本実験の供試鋼についての X 線回折の結果では ϵ マルテンサイトは検出されなかつた。したがつてミクロ組織に見られたすじ模様は変形双晶とみなされる。

3.2 引張特性

3.2.1 室温特性

室温での静的引張試験の結果を Table 2 に示す。鋼 A の引張強さ (オースフォーム加工率 25% で 1 GPa) は従来の報告と比較すると ZACKAY ら¹⁾ の最高値 (同 80% で 2 GPa) の約 1/2, 藤田ら⁴⁾ の結果 (同 35% で 1.3 GPa) よりも幾らか低く、オースフォームによる加工硬化の影響が大きい。鋼 B と C の強度は同一処理の鋼 A に比べ 10~20% ほど低いが、これは Mn, Ni の増量によつて積層欠陥が生じやすく転位が拡張するためいわゆる加工硬化の第 2 段階において、交差すべりが起こりにくくなり転位運動を阻害するもつれた転位やセル壁の形成が少ないことと、 d_{γ} が鋼 A に比べ約 2 倍以上



material, d_γ (μm), HV (490N)
 a) A I, 25, 330 b) A II, 27, 390
 c) B I, 56, 303 d) B II, 57, 330
 e) C I, 65, 303 f) C II, 73, 330

Photo. 1. Microstructures of materials with austenite grain size (d_γ) and Vickers hardness (HV).

Table 2. Static tensile properties of materials at 25°C

Steel	A		B		C	
	I	II	I	II	I	II
Process						
$\sigma_{0.2}$ (MPa)	813	1 019	744	804	794	833
σ_B (MPa)	1 068	1 225	931	1 019	862	970
EL (%)	39	22	40	31	34	28
RA (%)	39	26	64	64	67	63

$\sigma_{0.2}$: 0.2% proof stress, σ_B : tensile strength
 EL: total elongation, RA: reduction of area

に大きいことも一因と考えられる。またどの鋼種でも II 材の方が約 10% 高い強度を示しており 5% 室温加工による加工強化は必ずしも小さくはない。

一方、延性については I 材はどの鋼種も 30% 以上の伸びを示したが、II 材では鋼 B と C で約 25%、鋼 A では約 15% と低減した。断面収縮率は鋼 A に比較して鋼 B と C は I、II 材とも 60% 以上の高い値を示し、Mn の増量による効果が大きく、これの靱性への寄与が予想される。

3.2.2 試験温度・ひずみ速度の影響

従来、静的引張試験での TRIP による伸び (EL) のピークは $M_s \sim M_d$ 間で見られ、その時の耐力 ($\sigma_{0.2}$) はほぼ一定であるが引張強さ (σ_B) は降温に伴い漸増するといわれている¹⁴⁾。このような TRIP 鋼の特徴は Fig. 3 に示した鋼 A についての静的引張特性の温度による変化曲線にも認められる。鋼 A についてはさらに

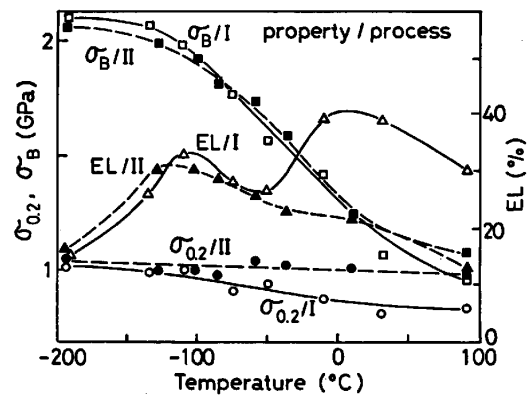


Fig. 3. Temperature dependence of 0.2% proof stress ($\sigma_{0.2}$), tensile strength (σ_B) and total elongation (EL) for steel A in static tensile test.

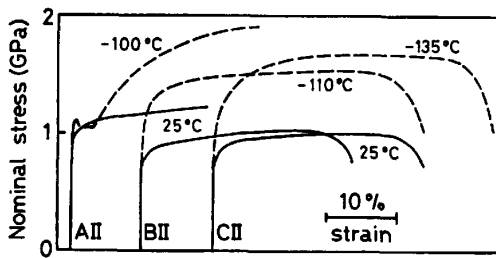


Fig. 4. Nominal stress-strain curves for materials AII, BII and CII in static tensile test at 25°C and low temperature.

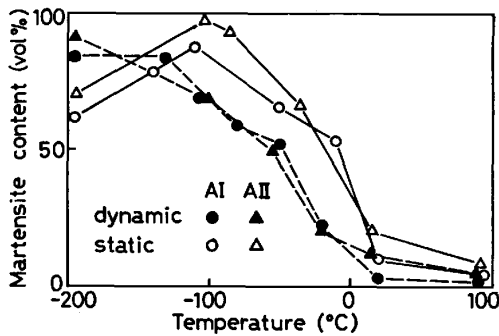


Fig. 5. Temperature dependence of strain induced α' -martensite for steel A in static and dynamic tensile test.

TRIP に関連する現象が応力-ひずみ曲線上にも見られた (Fig. 4). すなわち, 約 -10°C 以下で明瞭な降伏現象が見られた. これは一般に bcc 金属には見られるが fcc では起こらないから, $\gamma \rightarrow \alpha'$ 変態が加工誘起されたことに対応している. また加工誘起 α' マルテンサイトの生成に伴い加工硬化率が増し, 塑性不安定が生じるまでの均一伸びが大きく現れ, くびれを起こしにくいなどの特徴も Fig. 4 の鋼 A の応力-ひずみ曲線に見るとおりである. また引張試験後の試験片の均一伸び部について X 線回折によつて測定した加工誘起 α' マルテンサイト量の温度による変化を Fig. 5 に示す. 静的引張による α' 量が -100°C 以下で減少したのは, 低温ではくびれ部などの影響もあり変形量が十分にならないうちに早期破断するためと思われる. 以上に見たように鋼 A については加工誘起変態 α' マルテンサイトが生成し, それに起因する TRIP が Fig. 3 の伸び曲線上の約 -100°C でのピークに反映されていると考えてよいが, 試料 AI の伸び曲線は 0°C 近くの高温側にもうひとつのピークが認められる. Fig. 5 に見るとおり 0°C 以上での AI 材の α' マルテンサイト量は少なく, α' 量がほぼ同量の AII 材ではこのピークが生じていない点を考え合わせると, このピークは従来の α' マルテンサイトによる TRIP ではないといえる. AI 材はオースフォームのみであり加工硬化の程度が AII

材に比べて低いため, α' マルテンサイトの生成に先立つすべり変形中での積層欠陥や変形双晶の発生が容易と考えられる. これらは局所的な転位運動を抑制するが, その周辺での平行なすべり面上でのすべり変形はむしろ増進し伸びは著しく増大する. なお積層欠陥・変形双晶の存在下では, それらと転位の交切部に α' マルテンサイトの核生成が起こるといわれており¹⁵⁾, このようにして生じた α' も TRIP に寄与するが, ここでの程度は小さい. 以上に見たように加工に伴う大きな塑性は従来の α' マルテンサイトによるもの (狭義の TRIP) とは別に, 積層欠陥・変形双晶に起因するものがあり, 以下ではこれを広義の TRIP と呼ぶことにする.

次に動的引張試験の結果については荷重-変位曲線が振動波により大きく乱れ諸特性値の解析が困難であったので, 試験片上で求めた全伸びと断面収縮率について試験温度による変化を静的特性と共に Fig. 6 にまとめて示す. 鋼 A の動的伸びは, 0°C 以上での AI 材の静的伸びを除けば, むしろ静的伸びよりも高く -100°C 以下でも低下していない. 一方 Fig. 5 にみるように動的引張りによる α' マルテンサイト量の曲線は静的なものに比べ低温側へ移行しており, これは高速ひずみ下では変形に伴う温度上昇によつて γ - α' 変態が抑制されるためと考えられ¹⁶⁾, 動的伸びの高い値が従来の TRIP によるとは考えにくい. したがつてこれは高速ひずみ下での変形双晶の発生しやすいことに基づく広義の TRIP

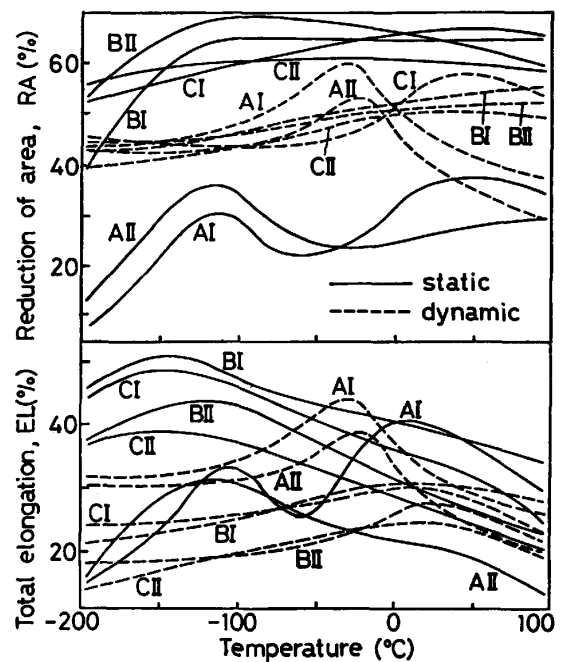


Fig. 6. Temperature dependence of total elongation and reduction of area for materials in static and dynamic tensile test.

によるものと考えられ、 -30°C 付近の動的伸びのピークは -100°C 近くの静的伸びのピークが高温側へ移行したというよりはむしろ A I 材についての 0°C 近くのピークが低温側へ移行したとみなされる。なお鋼 A の動的伸びは他鋼のものよりも大きいことより、鋼 A においては広義の TRIP と共に狭義の TRIP もある程度は伸びに寄与していると考えられる。また動的引張試験では局部しぼりが生じ、断面収縮率は静的なものに比べて高くなつた。これは他鋼には見られない特徴である。

次に鋼 B と C の伸びと断面収縮率の温度による変化について述べる。静的伸びは降温に伴い漸増し -196°C 近くでやや低下する。一方動的伸びは高温側では静的伸びと大差ないが室温以下ではむしろ漸減する。ここで鋼 B, C は高 Mn fcc 鋼であり WHITE と HONEYCOMBE¹⁷⁾ のいう $\gamma \rightarrow$ 積層欠陥 $\rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ の変化によるマルテンサイトの生成が予測されたが、引張試験後の X 線回折の結果 α' , ϵ マルテンサイトのいずれも検出されなかつた。また応力-ひずみ曲線も Fig. 4 にみるように降伏を起こさず、加工硬化率が小さく、また局部しぼりが発生した点などからすると従来の TRIP は起こらなかつたといえる。したがって鋼 B, C に見られる大きな塑性は、すでに A I 材について触れたと同様に広義の TRIP によるものと考えられる。なお高 Mn 鋼における動的ひずみ時効現象が Y. N. DASTUR ら¹⁸⁾ によつて報告されているが、本鋼の場合は炭素量が低いため考えにくい。鋼 B, C においては Mn, Ni の増量によつて γ 基地が化学安定化されたため、かなりの低温まで高い静的伸びが維持された。他方動的伸びの低下については次のように考えている。高速ひずみ下では双晶変形が促進されるが、動的引張り下では局部くびれが生じやすいため広義の TRIP がくびれ部近くに制約され十分な伸びを生じないうちに早期破断が起こる。また静的伸びについては鋼種および室温加工の有無による差異がみられるが(動的な場合には鋼種による違いは明瞭でない)、鋼 C では Ni の増量による積層欠陥発生頻度の低下、II 材では可動転位密度の低下がおもに影響したと考える。鋼 B, C についての引張試験においては局部しぼりが発生し、その周辺での広義の TRIP 現象により断面収縮率は 40~70% の大きな値を呈し、静的なものの方が動的なものより高い値を示したが、温度による変化は小さい。また鋼種および処理の違いによる変化は互いに入り組んでおり、くびれ部における 3 軸応力下の広義の TRIP の複雑さがうかがわれる。

3.3 シャルピー衝撃特性

各試料について計装化シャルピー衝撃試験で得られた

荷重-変位 (P - d) 曲線から求めた最大荷重 (P_m)、全吸収エネルギー (E_t) および P_m までのエネルギー (E_i) の試験温度による変化を Fig. 7 に示す。全体的な傾向として、降温すると P_m は漸増し、 E_t は漸減するが bcc 材にみられるような明瞭な遷移挙動を示さず、 E_i は鋼 A 以外は漸増する。以下、各鋼の特徴を述べる。

鋼 A の E_i 曲線上に A I では約 -70°C 、A II では約 -65°C でピークが認められ、同様のピークが E_t 曲線上にもみられる。従来 Fe-Ni-Mn 系ステンレス鋼などのシャルピー衝撃値が $M_s \sim M_d$ 間で TRIP によるピークを示す現象は認められている¹⁹⁾。鋼 A については引張試験でも加工誘起変態を認めたので、このピークが TRIP に関係すれば破面近くに加工誘起マルテンサイト

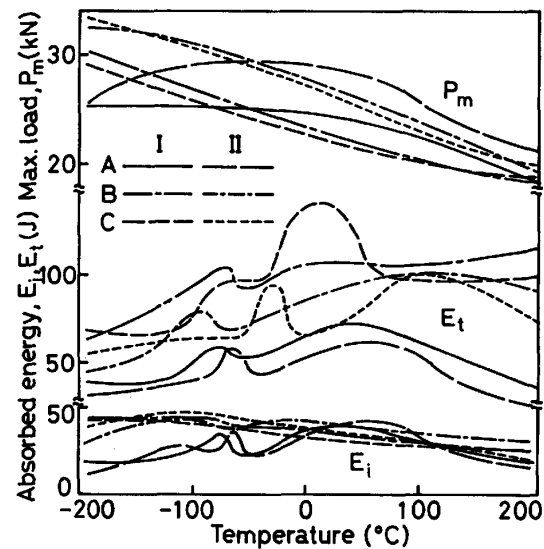


Fig. 7. Temperature dependence of maximum load (P_m), total absorbed energy (E_t) and energy to maximum load (E_i) for materials in Charpy impact test.

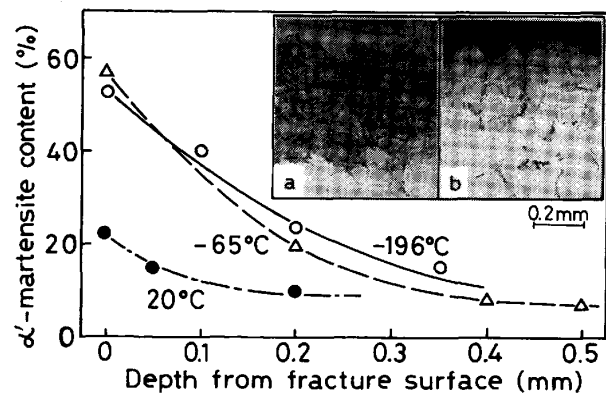


Fig. 8. Formation of strain induced α' -martensite nearby fracture surface for material A II in Charpy impact test and fracture surface profiles at -196°C (a) and 20°C (b).

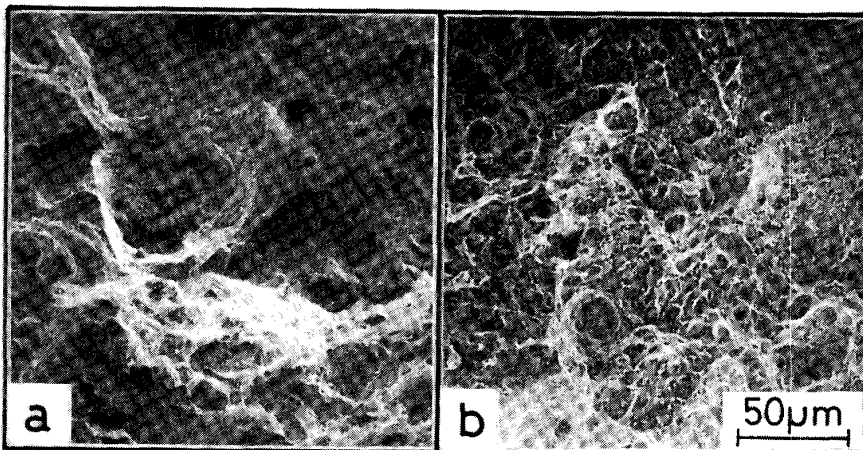


Photo. 2. SEM [micro-fractographs of material AII in Charpy impact test at 20 (a) and -65°C (b).

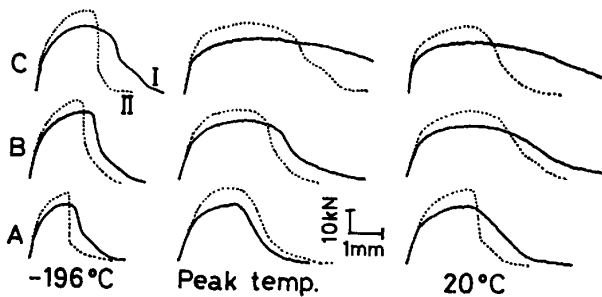


Fig. 9. Load-deflection curves for materials in Charpy impact test at several temperatures.

が存在するはずである。そこで試料 AII について破面中央部において表面から種々の深さの所の α' -マルテンサイト量を X線回折法によつて調べた結果を Fig. 8 に示す。-196 と -65°C (ピーク温度) での破面直下の α' -マルテンサイト量は約 60% であり、深さと共に減少し約 0.5 mm の所まで認められた。20°C での最大量は約 20%、変態深さは約 0.2 mm である。また同図中に示した破面の縦断面でのマイクロ組織上で求めたマルテンサイト変態域は -196°C について約 0.4 mm であり、X線回折による結果とほぼ一致した (20°C のものには明瞭には認められなかつた)。またマイクロ破面観察によれば、Photo. 2 に示したように 20°C では一般的な等軸ディンプルの延性破面であるのに対し、-65°C では加工誘起マルテンサイトに起因すると考えられる微細なディンプルが認められる。さらに Fig. 9 に示した $P-\Delta$ 曲線についてもピーク温度では延性が大きく現れており、TRIP 現象が反映していると考えられる。これらの点から鋼 A はシャルピー衝撃試験においてもある温度域で狭義の TRIP を起こすが、切り欠きによる応力集中が高速変形のためにごく狭い範囲に限定され、また加工誘起マルテンサイト自体の延性が乏しいため十分な靱性の向上を示すに至らなかつたと考えられる。

次に鋼 B についても E_t 曲線上に約 -70°C (BI) と約 -100°C (BII) でピークがみられる。しかし E_t 曲線は鋼 A とは異なり一様に変化しており、また $P-\Delta$ 曲線での P_m 以後の変位が特に大きく、き裂伝播過程での吸収エネルギーとの関連が考えられる。破面近くについての X線回折の結果、どの温度のものからもマルテンサイトは検出されなかつた。またマイクロ破面のディンプルは絞られており靱性の高いことがうかがわれたが、鋼 A のピーク温度でみられた微細ディンプルは認められなかつた。したがつて鋼 B の E_t 曲線上のピークは従来の TRIP によるものではないといえる。また鋼 C の E_t 曲線には -10°C (CI) と -30°C (CII) にピークが生じた。ピークの高さと幅は他鋼に比べて大きく、特に試料 CI のものは著しい。これは $P-\Delta$ 曲線上の変位が特に大きく、き裂伝播に対する抵抗が優れていることによる。他の特徴は鋼 B と類似しており、加工誘起マルテンサイトは検出されなかつた。

ここで試料 BI の室温とピーク温度におけるシャルピー衝撃試験後の試料から薄膜を作成し透過型電子顕微鏡により観察した結果を Photo. 3 に示す。ピーク温度のものは下部構造の変化が著しい。これは積層欠陥・変形双晶とみなされるが詳細は今後の課題である。したがつて高 Mn の鋼 B, C ではシャルピー衝撃試験の場合にも積層欠陥・変形双晶のような下部構造に起因する広義の TRIP が起こり、それに伴い吸収エネルギーが向上したと考える。この場合、引張試験の結果にみられた大きな断面収縮が衝撃試験の場合にはリガメント部における収縮変形として現れるようになり、その部分での広義の TRIP によつて P_m 後での変位の増大と荷重が低下しにくい特徴を生じた。なお鋼 B, C の吸収エネルギー曲線上のピークは広義の TRIP に関し、双晶変形は低温ほど生じやすいが転位運動は逆に起こりにくくなる

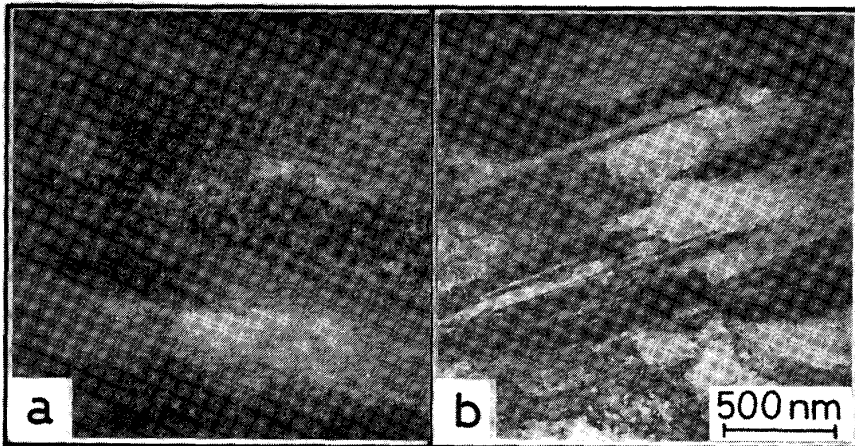


Photo. 3. TEM microstructures of material B I in Charpy impact test at 20 (a) and -70°C (b).

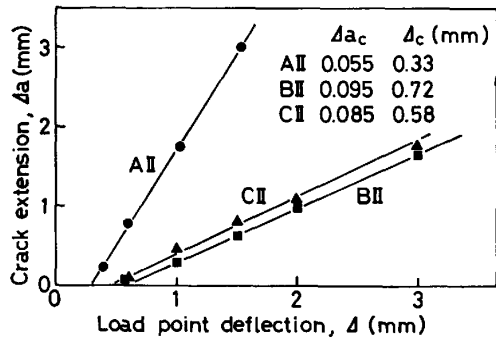


Fig. 10. Relation between crack extension and load point deflection in low blow test using stop block.

ため、両方がうまくバランスする温度域が存在するために生じたと考える。さらに鋼Cは Ni 量が多く積層欠陥エネルギーが高いため試験前での積層欠陥・変形双晶が少なく、また試験時でのこれらの発生も軽少のため、むしろ変形しやすいことと、き裂伝播が変形双晶を通して進行することも考えられ、この場合には変形双晶が少ない鋼C特に C I 材で靱性が向上するようになる。この広義の TRIP は鋼の組成および処理法を調節することで靱性の向上に関し有効であることを示唆しており、今後注目すべきである。

3.4 動的破壊靱性

鋼 A, B およびCの II材について、stop block-low blow test で得られた、き裂進展量 (Δa) と荷重点変位 (Δ) の関係を Fig. 10 に示す。 Δa は Δ と共に直線的に増大し、同一の Δ 値に対する Δa 値の比較から、鋼 A が最もき裂が進展しやすく、ついで鋼 C, B の順である。この点から鋼Bの破壊靱性が高いことが示唆される。安定き裂発生点までの Δa 値 (Δa_c) は SEM フラクトグラフィ法で求めた限界ストレッチゾーン幅 (SZW_c) より算出し⁹⁾、Fig. 10 における Δa - Δ 直線上で Δa_c 値

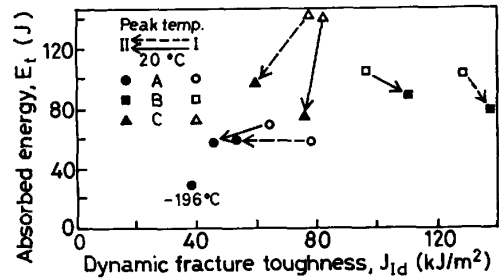


Fig. 11. Relation between dynamic fracture toughness and Charpy absorbed energy for materials.

に対応する Δ 値 (Δ_c) を求め同図中に示した。次に P - Δ 曲線から算出されるひずみエネルギーについては、 Δ_c までの値を E'_i 、 P_m までの値を E_i とし、両者が $E'_i = kE_i$ の関係にあるとして各試料について係数 k を求めた結果、A II : 0.70, B II : 0.80, C II : 0.65 であった。 k 値は処理や試験温度などによつて異なることが推測されるが、ここでは近似的に同一鋼種で一定とみなし、各鋼の I 材および異なる温度についての E'_i の値を求め、RICE の式¹⁰⁾を用いて J 積分値を算出した。各鋼の I, II 材についての室温およびシャルピー衝撃値のピーク温度において求めた J 値は、すべて PARIS²⁰⁾、LANDES²¹⁾ の平面ひずみ条件式を満たし、有効な動的破壊靱性値 (J_{I_d}) である。このようにして得られた J_{I_d} をシャルピー衝撃値 (全吸収エネルギー: E_t) との相関において Fig. 11 に示す。室温での J_{I_d} は同一処理材で比較すると鋼 B が最も優れ、鋼 C, A の順であり、この傾向は E_t についてもほぼ同様である。したがって TRIP 鋼中の Mn の増量は V 切り欠き靱性のみならず破壊靱性の向上にも有効である。また I 材と II 材との比較から、オースフォーム後の冷間加工によつて E_t はどの鋼でも減少するが (減少程度は鋼 A, B, C の順に大きい)、 J_{I_d} は鋼 A と C では減少するものの鋼 B では逆に増大する点が特記さ

れる。他方、ピーク温度における J_{1d} は鋼 A と B では室温よりも向上したが、鋼 C では低下した。なお E_t 、 J_{1d} に及ぼす冷間加工の影響は室温の場合と同様である。このように E_t および J_{1d} は鋼種・処理法・試験温度によつて複雑に変化し、このことより切欠先端半径が異なると応力集中の程度および積層欠陥や変形双晶のような下部組織の状況が複雑に変化することが推測されるが、詳細は今後の課題である。

4. 結 言

ZACKAY らの提唱した TRIP 鋼 (A) および Mn を 10% に増量した鋼 (B) さらに Ni を 12% に増した鋼 (C) に圧下率 25% のオースフォームさらに 5% 冷間加工を施した試料について、強度・延性・靱性を種々の温度における各種試験によつて評価し、次のような結論を得た。

1) 鋼 A は静的引張試験において加工誘起マルテンサイトに起因する従来の TRIP 現象のほか処理法によつては積層欠陥・変形双晶によると考えられる TRIP が認められ前者を狭義の TRIP、後者を広義の TRIP と区別することが提案される。動的引張試験ではむしろ高い伸びが見られ広義の TRIP が優勢のようである。

2) 鋼 B, C についても広義の TRIP による高い延性が静的引張試験で認められたが、局部しぼりが生じやすいため動的試験では TRIP は局所的になり伸びは低い。

3) シャルピー衝撃特性についても鋼 A では狭義の TRIP また鋼 B, C では広義の TRIP に起因する吸収エネルギーのピークが認められた。特に鋼 C のピークは他鋼に比べ大きく、Mn, Ni の増量による衝撃靱性の向上が示唆された。

4) stop block, low blow test, フラクトグラフィ法によつて安定き裂発生点を決定して求めた動的破壊靱性値はすべて有効な値 (J_{1d}) であつた。鋼 B の J_{1d} はほかに比べて優れ、Mn の増量が破壊靱性の向上に効果がある。

5) 処理法における冷間加工の付加は強度が増す反面

で延性・靱性を低下させる。

最後に実験の遂行に協力された名古屋大学工学部学生志賀雅治君 (現・新東工業(株)) 並びに試料の溶製に御協力いただいた日本冶金工業(株) に対し深甚なる謝意を表します。

文 献

- 1) V. F. ZACKAY, E. R. PARKER, D. FAHR and R. BUSCH: Trans. ASM, 60 (1967), p. 252
- 2) E. D. DULIS and V. K. CHANDHOK: Met. Prog., 95 (1969), p. 101
- 3) 田村今男: 鉄と鋼, 56 (1970), p. 429
- 4) 藤田 達, 三沢博士, 堤 汪永: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 1693
- 5) 田村今男, 牧 正志: 鋼の強靱性 (1971), p. 185 [Climax Molybdenum Development Company (Japan) Ltd.]
- 6) 田村今男: 鉄鋼材料強度学 (1969), p. 51 [日刊工業新聞社]
- 7) W. W. GERBERICH, P. L. HEMMINGS, M. D. MERZ and V. F. ZACKAY: University of Calif., Berkeley, UCRL-18609 (1968)
- 8) R. L. MILLER: Trans. ASM, 57 (1964), p. 892
- 9) R. P. REED and C. J. GUNTNER: Trans. Metall. Soc. AIME (1964) 230, p. 1713
- 10) 小林俊郎, 松原 等, 上田俊完: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 2216
- 11) J. R. RICE, P. C. PARIS and J. G. MERKLE: ASTM STP 536 (1973), p. 231
- 12) 小林俊郎, 松原 等, 藤井 斎, 上田俊完: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 1839
- 13) M. W. BOWKETT, S. R. KEOWN and D. R. HARRIES: Met. Sci., 16 (1982), p. 499
- 14) 田村今男, 牧 正志, 波戸 浩, 油井孝輔: 日本金属学会誌, 33 (1969), p. 1383
- 15) L. E. MURR, K. P. STAUDHAMMER and S. S. HECKER: Metall. Trans., 13A (1982), p. 627
- 16) S. S. HECKER, M. G. STOUT, K. P. STAUDHAMMER and J. L. SMITH: Metall. Trans., 13A (1982), p. 619
- 17) C. H. WHITE and P. W. K. HONEYCOMBE: JISI, 202 (1962), p. 457
- 18) Y. N. DASTUR and W. C. LESLIE: Metall. Trans., 12A (1981), p. 749
- 19) 須藤 一: 日本金属学会会報, 14 (1975), p. 681
- 20) P. G. PARIS: ASTM STP 514 (1972), p. 21
- 21) J. D. LANDES and J. A. BEGLEY: ASTM STP 560 (1974), p. 170