

中炭素 Ni-Cr-Mo 鋼の靱性におよぼす残留オーステナイトの残留形態の影響*

岡林 邦夫**・富田 恵之***・黒木 郁夫****

Effects of Shape and Distribution of Retained Austenite on Toughness of Two Ni-Cr-Mo Steels Containing Medium Carbon

Kunio OKABAYASHI, Yoshiyuki TOMITA, and Ikuo KUROKI

Synopsis:

A study has been made of effects of the shape and distribution of retained austenite on toughness of two Ni-Cr-Mo steels containing 0.4 and 0.6 per cent. Results obtained are as follows;

(1) Retained austenite remained acicularly and lenticularly along martensite lath boundaries yielded desirable effects on toughness, but retained austenite remained massively along prior austenite grain boundaries did not necessarily yield desirable effects on toughness in the steel containing 0.4 per cent carbon.

(2) Retained austenite remained lenticularly along martensite plate boundaries did not necessarily yield desirable effects on toughness, but retained austenite remained massively along prior austenite grain boundaries yielded desirable effects on toughness in the steel containing 0.6 per cent carbon.

(3) In both steels, retained austenite was stable in the process of deformation.

(4) From these results, it is assumed that toughness is closely associated with coherency between retained austenite and the matrix when retained austenite remains in the matrix containing a less twin martensite and toughness is closely associated with relaxation of stress concentration against internal defects in the matrix when it remains in the matrix containing more twin martensite.

1. 緒 言

著者らは、前報¹⁾において、それぞれ 0.4 および 0.6 %C を含有する中炭素 Ni-Cr-Mo 鋼における静的引張性質におよぼす残留オーステナイトの残留形態の影響について検討した。その結果、残留オーステナイトの残留形態としては、マルテンサイトのラスあるいはプレート境界に沿って針状あるいはレンズ状に残留する場合とそれらが残留するのと同時に、前オーステナイト結晶粒界に沿って塊状に残留する場合があります。残留オーステナイトを含有する鋼の静的引張性質は、それらの量によるよりもむしろ、それらの残留形態によつて大きく影響されることが明らかとなつた。

さらに本報告では曲げ試験により、切欠き形状および負荷速度を変化させて、靱性におよぼすこれら残留オース

テナイトの残留形態の影響について検討を行なつた。

2. 実験方法

2.1 供試鋼および熱処理

供試鋼は前報と同様、それぞれ 0.4 および 0.6% C を含有する 2 種類の中炭素 Ni-Cr-Mo 鋼で、それらの化学成分については Table 1 に示すとおりである。

それらは 5t×30w×120l に研削後、前処理として、860°C×1hr 焼なましされた。なお、両鋼の残留オーステナイトの残留形態を変化させる熱処理法 ((A), (B) および (C)) ならびにそれらと残留オーステナイトの量および残留形態の関係については、前報¹⁾で詳細に報告したが、両鋼の熱処理法および残留オーステナイト量などを Table 2 および 3 に再記した。

* 昭和49年11月日本金属学会シンポジウムにて講演発表 昭和50年10月23日受付 (Received Oct. 23, 1975)

** 大阪府立大学工学部 工博 (College of Engineering, University of Osaka Prefecture, 4-804 Mozutori Umemachi Sakai 593)

*** 大阪府立大学工学部 (College of Engineering, University of Osaka Prefecture)

**** 大阪府立大学大学院 現在：日本冶金工業(株) (Graduate School, University of Osaka Prefecture)

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

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
A-steel	0.42	0.16	0.63	0.011	0.008	1.91	0.83	0.17
B-steel	0.63	0.28	0.85	0.014	0.005	1.56	1.27	0.39

Table 2. Heat treatment of both A and B steels.

Steel	Designation of heat treatment	Heat treatment
A	(A)	950°C 1hr→305°C 30 sec→200°C × 30 sec→O.Q.→sub.→180°C 1hr temper
	(B)	950°C 1hr→305°C 30 sec→200°C × 30 sec→O.Q.→180°C 1hr temper
	(C)	950°C 1hr→305°C 30 sec→200°C × 30 sec→160°C 1hr→O.C.→180°C 1hr temper
B	(A)	950°C 1hr→200°C 30 sec→O.Q.→sub.→180°C 1hr temper
	(B)	950°C 1hr→200°C 30 sec→O.Q.→180°C 1hr temper
	(C)	950°C 1hr→200°C 30 sec→160°C 1hr→O.C.→180°C 1hr temper

O.Q.=oil quench, O.C.=oil cool, sub.=subzero treatment

Table 3. Details of amounts, shape and distribution of retained austenite in both A and B steels.

Steel	Heat treatment	(A)	(B)	(C)
		A	1.5%	2.5%
B		1.5%	9~11%	13~18%

A(A) and B(A); Retained austenite remaining acicularly along martensite lath and plate boundaries, respectively.

A(B); Retained austenite remaining acicularly and lenticularly along martensite lath boundaries.

B(B); Retained austenite remaining lenticularly along martensite plate boundaries.

A(C); Retained austenite remaining massively along prior austenite grain boundaries at the same time it remaining acicularly and lenticularly along martensite lath boundaries.

B(C); Retained austenite remaining massively along prior austenite grain boundaries at the same time it remaining lenticularly along martensite plate boundaries.

2.2 残留オーステナイトの定量

残留オーステナイトの定量はX線回折により前報¹⁾と同様の方法で行なつた。

2.3 曲げ試験

曲げ試験はそれぞれ静的および衝撃曲げ試験を行ない、前者では最大容量 25 t のインストロン式万能材料試験機を使用して、スパン長 40 mm で、負荷速度を 0.05, 2, 20 および 50 mm/min と変化させて、室温 (18°C) にて、又、後者では最大容量 5 kgm のシャルピー衝撃試験機を使用して、-78~80°C の温度範囲で

それぞれ行なつた。試験片は 3 t × 10 w × 55 l の寸法形状のものに、それぞれ放電加工機により、切欠き底の曲率半径 0.25 mm (表面粗さ 10 μ) の 2 mm V 切欠きを挿入したもの (以下これらの試験片を用いて行なつた試験を V 試験と称する) ならびに 2 mm V 切欠きを挿入後、最大容量 4 kgm のシエンク式繰返疲労試験機を使

用して、3~5 × 10⁴ サイクルで、2 mm V 切欠き底から 0.2~0.3 mm の長さの pre-crack を生じさせたもの (以下これらの試験片を用いて行なつた試験を VP 試験と称する) を用いた。なお、これらの試験片の平面および側面は平面研磨盤により、試験片が昇温しないように特に注意を払い、±1/100 mm の精度に仕上げられた。

曲げ試験による靱性の評価は、静的曲げ試験の場合、破断までに要した全吸収エネルギー* (以下これを吸収エネルギーと称する) で、衝撃曲げ試験の場合、シャルピー衝撃値でそれぞれ行なつた。

2.4 破面観察

静的および衝撃曲げ試験後の破面は 15kV 走査型電子顕微鏡で観察した。

3. 実験結果

3.1 A 鋼

3.1.1 曲げ試験

まず、Fig. 1 に負荷速度 0.05 および 2 mm/min の場合の静的曲げ試験結果を示した。これらの結果から、V 試験の場合、残留オーステナイトがマルテンサイトのラス境界に沿って針状およびレンズ状に残留する (以下針状およびレンズ状の残留オーステナイトと称する) (B) 熱処理では、針状の残留オーステナイトがわずかに残留する (A) 熱処理に比較して、吸収エネルギーが顕著に向上する傾向が、又、残留オーステナイトが前オーステナイト結晶粒界 (以下粒界と称する) に沿って塊状に残留するようになる (以下塊状の残留オーステナイト

* 破断までの曲げ荷重-たわみ曲線下の面積をプランナーメーターで測定し、それらをエネルギー単位に換算後、有効断面積で割つた値

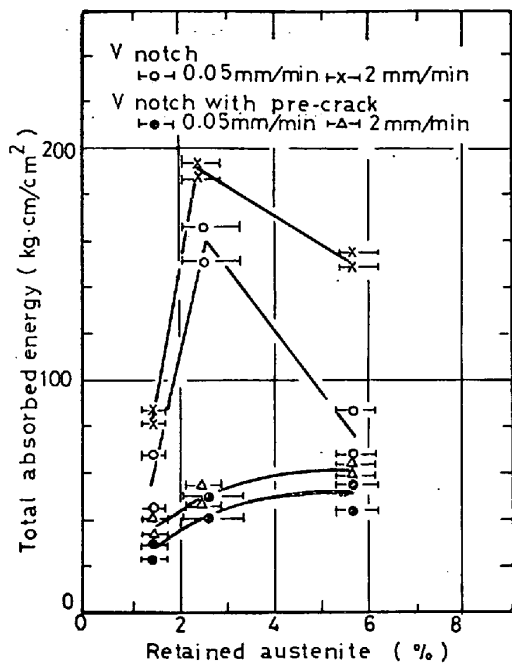


Fig. 1. Effects of amounts of retained austenite on total absorbed energy in static bending test at 18°C for A-steel.

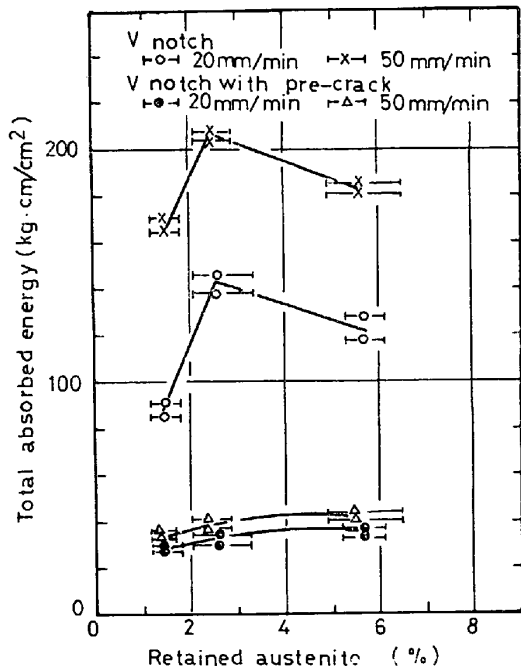


Fig. 2. Effects of amounts of retained austenite on total absorbed energy in static bending test at 18°C for A-steel.

と称する) (C)熱処理では、(B)熱処理に比較して、吸収エネルギーが顕著に低下する傾向がそれぞれ認められた。一方、VP試験では吸収エネルギーが残留オーステナイト量の増加とともに、緩慢ではあるが、増大する傾向が認められた。

次に、同じく静的曲げ試験において、負荷速度を 20 および 50 mm/min に増大させた場合の結果を Fig. 2 に示した。これらの結果で注目すべきことは、VP試験では負荷速度が増大しても、負荷速度が小さい場合とほぼ同様の傾向を示すのに対して、V試験では負荷速度が増大するにつれて、(C)熱処理における吸収エネルギーの低下現象が次第に減少する傾向を示すことである。

負荷速度をさらに増大させた場合のこれらの影響を観察するために衝撃曲げ試験を行なった。Fig. 3 は室温におけるV試験の結果を、Fig. 4 は試験温度を高温から低温へと変化させた場合のV試験の結果をそれぞれ示したものである。これらの結果から、室温においては、(C)

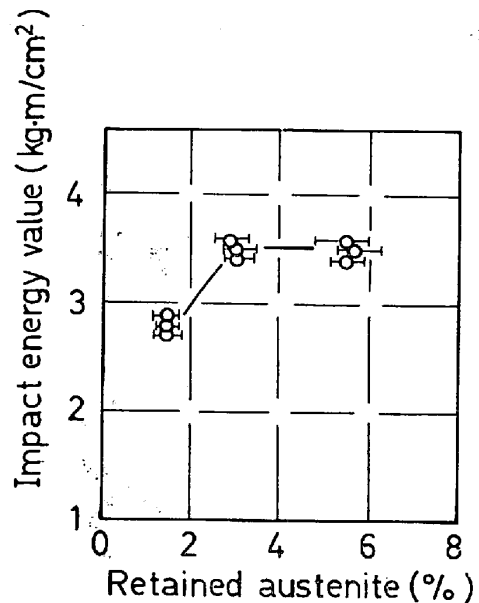


Fig. 3. Effects of amounts of retained austenite on impact energy value in Charpy impact test at 18°C for A-steel.

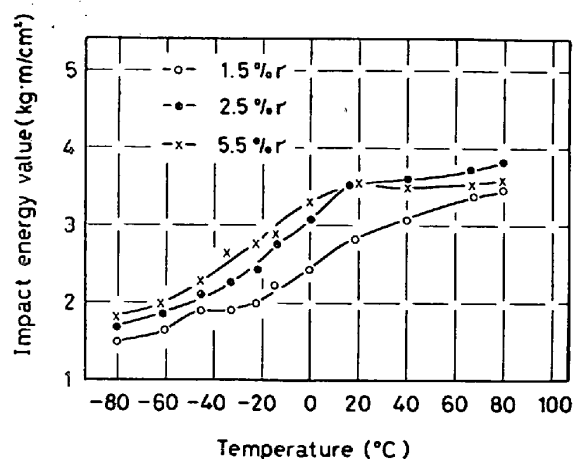


Fig. 4. Transition of impact energy value in Charpy impact test for A-steel.

熱処理における吸収エネルギーの低下現象が消滅すること、又、試験温度が低下するにつれて、(C)熱処理における吸収エネルギーが(B)熱処理におけるそれよりも大きくなるものがそれぞれ明らかとなつた。一方、VP試験においても同様な試験を行なつたが、熱処理のいかんを問わず吸収エネルギーの絶対値が小さく、各熱処理間における吸収エネルギーの差は認められなかつた。

3-1-2 破面観察

Photo. 1 は負荷速度 0.05 mm/min における静的曲げ V 試験後の切欠き直下の破面観察結果について示したものである。これらの観察結果から、針状の残留オーステナイトがわずかに残留する (A) 熱処理では (Photo. 1-(a))、粒界脆性破面および脆性破面が多く観察されるのに対して、針状およびレンズ状の残留オーステナイトが残留する (B) 熱処理になると (Photo. 1-(b))、ディ

ンプルパターンが多く観察されるようになる。一方、塊状の残留オーステナイトが残留するようになる (c) 熱処理になると (Photo. 1-(c))、塊状の残留オーステナイトとマルテンサイトの境界を通してクラックが伝播したと考えられる粒界あるいはそれ以上の大きさの脆性破面が多く観察された (矢印で示す)。

Photo. 2 は負荷速度 20 mm/min における静的曲げ V 試験後の切欠き直下の破面観察結果について示したものである。これらの観察結果から、負荷速度が大きくなると、総じて、ディンプルは細かくかつそれらの占める割合が多くなり、(B) 熱処理では (Photo. 2-(b)) 一層細かいディンプルパターンが、(c) 熱処理では (Photo. 2-(c)) それらの数が少なくなるものの、やはり、塊状の残留オーステナイトの境界を通してクラックが伝播したと考えられる破面が観察された (矢印で示す)。

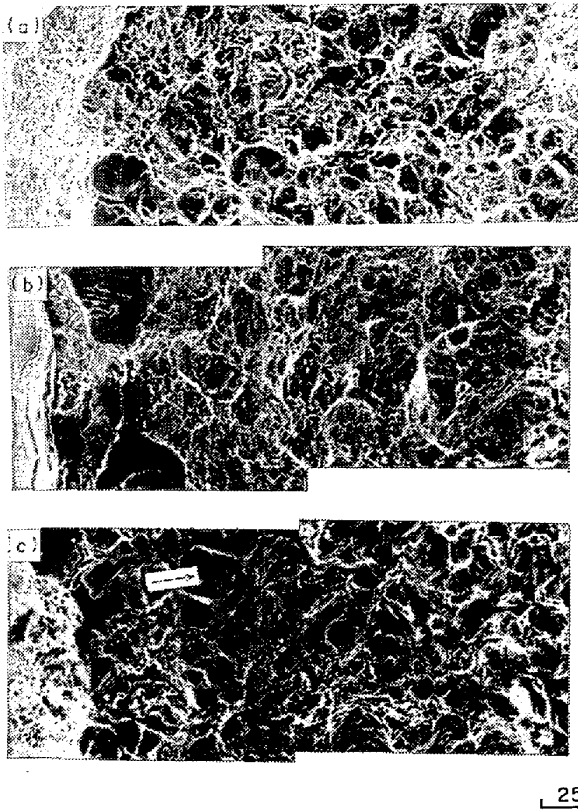


Photo. 1. Fracture appearances of specimens with 2mmV notch in static bending test at 18°C (Loading speed : 0.05 mm/min) for A-steel. (a), (b) and (c); retained austenite containing 1.5, 2.5 and 5.5%, respectively. Arrow at (c) indicates fracture surface in which crack seemed to propagate through boundaries between retained austenite remained massively along prior austenite grain boundaries and matrix martensite.

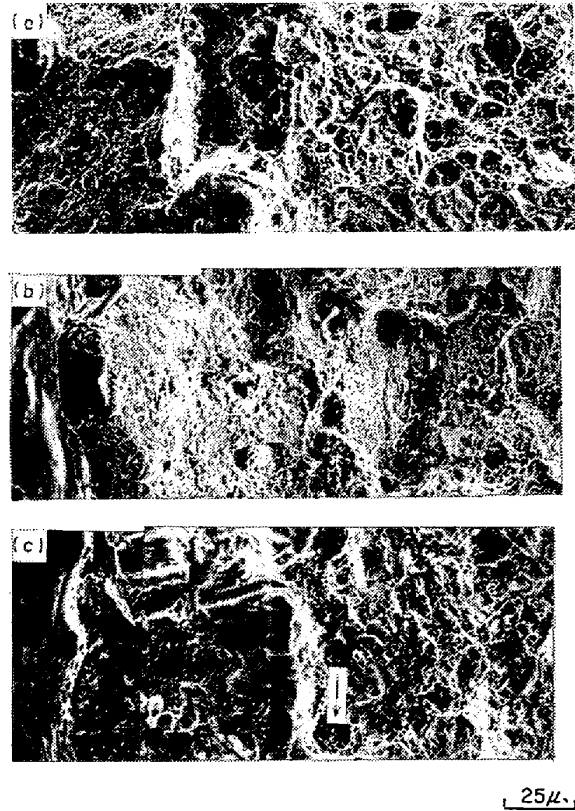


Photo. 2. Fracture appearances of specimens with 2mmV notch in static bending test at 18°C (Loading speed : 20mm/min) for A-steel. (a), (b) and (c); retained austenite containing 1.5, 2.5 and 5.5%, respectively. Arrow at (c) indicates fracture surface in which crack seemed to propagate through boundaries between retained austenite remained massively along prior austenite grain boundaries and matrix martensite.

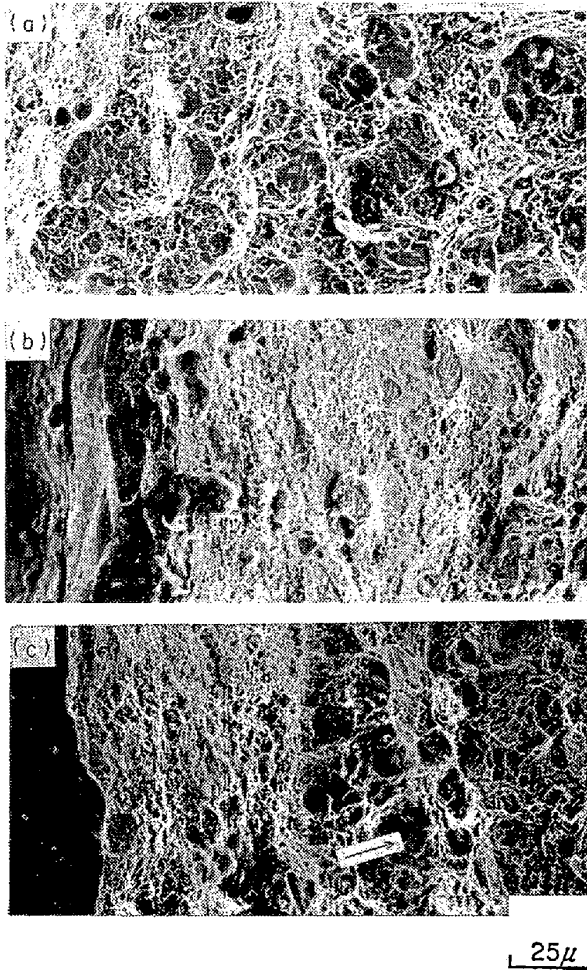


Photo. 3. Fracture appearances of specimens with 2mmV notch in Charpy impact test at 18°C for A-steel. (a), (b) and (c); retained austenite containing 1.5, 2.5 and 5.5%, respectively. Arrow at (c) indicates fracture surface in which crack seemed to propagate through boundaries between retained austenite remained massively along prior austenite grain boundaries and matrix martensite.

Photo. 3 は室温における衝撃曲げ試験後の切欠き直下の破面観察結果について示したものである。これらの観察結果から、衝撃曲げ試験になると、(B)熱処理では (Photo. 3-(b))一層細かいディンプルパターンが、(C)熱処理では (Photo. 3-(c))切欠き直下で細かいディンプルパターンが、又、クラックの伝播が少し進行した個所で残留オーステナイトとマルテンサイトの境界を通してクラックが進行したと考えられる破面が観察された (矢印で示す)。

3.2 B 鋼

3.2.1 曲げ試験

まず、Fig. 5 および 6 に負荷速度を 0.05 mm/

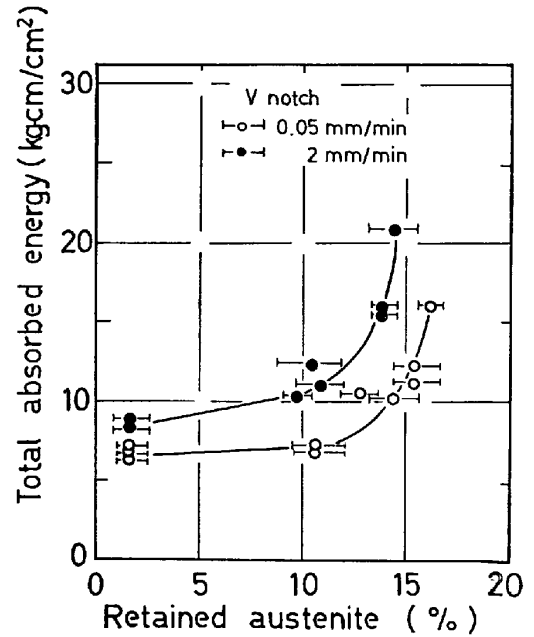


Fig. 5. Effects of amounts of retained austenite on total absorbed energy in static bending test at 18°C for B-steel.

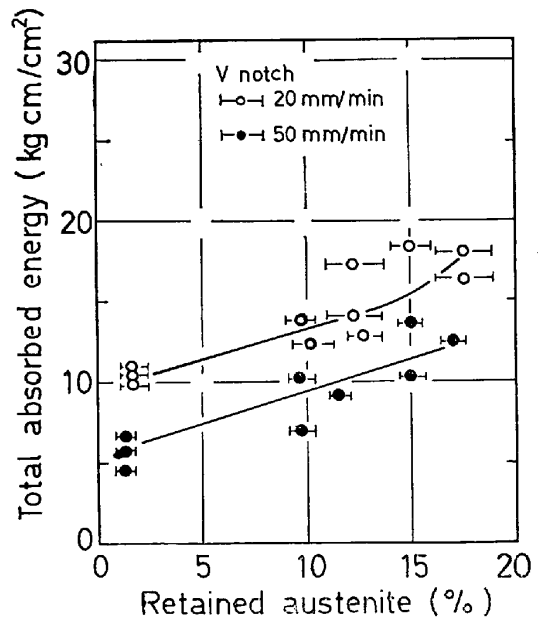


Fig. 6. Effects of amounts of retained austenite on total absorbed energy in static bending test at 18°C for B-steel.

min まで変化させた場合の静的曲げ V 試験結果を示した。これらの結果から、レンズ状の残留オーステナイトが残留する (B)熱処理の場合、負荷速度 0.05 mm/min では針状の残留オーステナイトがわずかに残留する (A)熱処理に比較してほとんど吸収エネルギーの向上が認められないが、負荷速度が 2 から 50 mm/min と増大するにつれて、(A)熱処理に比較して吸収エネルギーが向上す

る傾向が認められた。一方、塊状の残留オーステナイトが残留するようになる(C)熱処理では負荷速度に関係なく、(A)熱処理に比較して吸収エネルギーが向上する傾向が認められた。

次に、Fig. 7 および 8 に負荷速度を 0.05~50 mm/min まで変化させた場合の静的曲げ V P 試験結果を示した。これらの結果から、V P 試験の場合、V 試験と異なり、(B)熱処理では負荷速度に関係なく、(A)熱処理

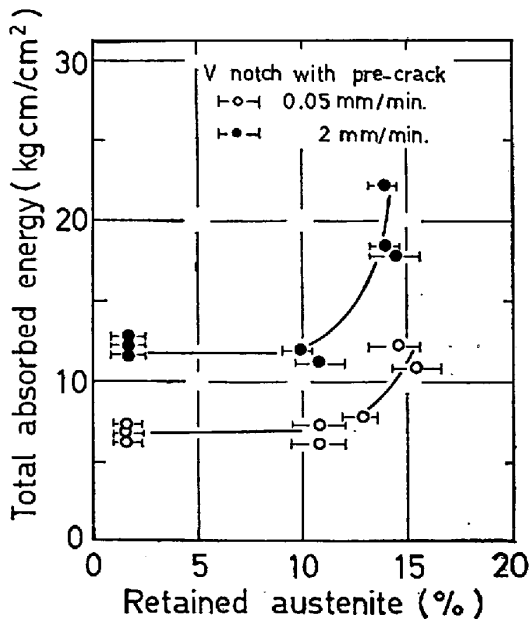


Fig. 7. Effects of amounts of retained austenite on total absorbed energy in static bending test at 18°C for B-steel.

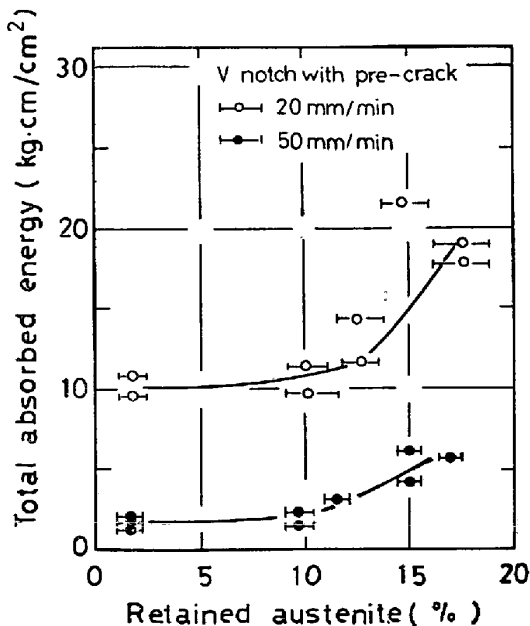


Fig. 8. Effects of amounts of retained austenite on total absorbed energy in static bending test at 18°C for B-steel.

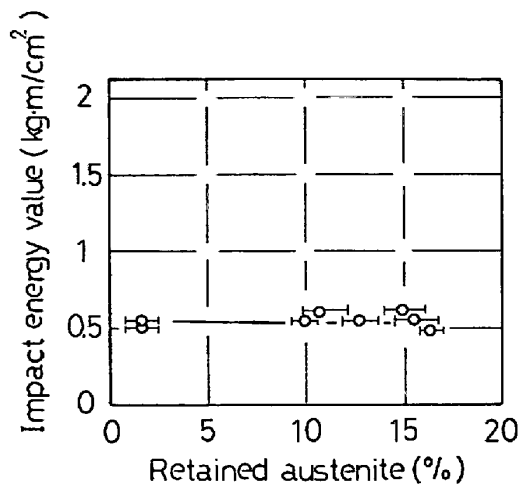


Fig. 9. Effects of amounts of retained austenite on impact energy value in Charpy impact test at 18°C for B-steel.

に比較して吸収エネルギーの向上はほとんど認められなかった。一方、(C)熱処理ではV試験と同様、負荷速度に関係なく吸収エネルギーの向上が認められた。

負荷速度をさらに増大させた場合の影響を観察するために衝撃曲げ試験を行なった。Fig. 9は室温におけるV試験の結果を示したものである。これらの結果から、衝撃曲げV試験では吸収エネルギーの絶対値が小さく、各熱処理間に差が認められなかった。又、試験温度を高温(80°C)から低温(-78°C)へと変化させたが、吸収エネルギー値は室温に比較してほとんど差が認められず、又、各熱処理間においても差が認められなかった。なお、衝撃曲げV P試験については、吸収エネルギーの絶対値が非常に小さく、本実験に使用した5 kgmのシャルピー衝撃試験機では、吸収エネルギーの検出が不可能であった。

3.2.2 破面観察

Photo. 4は負荷速度0.05 mm/minにおける静的曲げV試験後の切欠き直下の破面観察結果について示したものである。これらの観察結果から、針状の残留オーステナイトがわずかに残留する(A)熱処理では(Photo. 4-(a)), 粒界脆性破面および脆性破面が、レンズ状の残留オーステナイトが残留する(B)熱処理では(Photo. 4-(b)), 主として、粒界脆性破面がそれぞれ観察された。一方、塊状の残留オーステナイトが残留するようになる(C)熱処理では(Photo. 4-(c)), 塊状の残留オーステナイトとマルテンサイトの境界を通してクラックが伝播したと考えられる粒界あるいはそれ以上の大きさの破面が多く観察された(矢印で示す)。

Photo. 5は負荷速度20 mm/minにおける静的曲げ

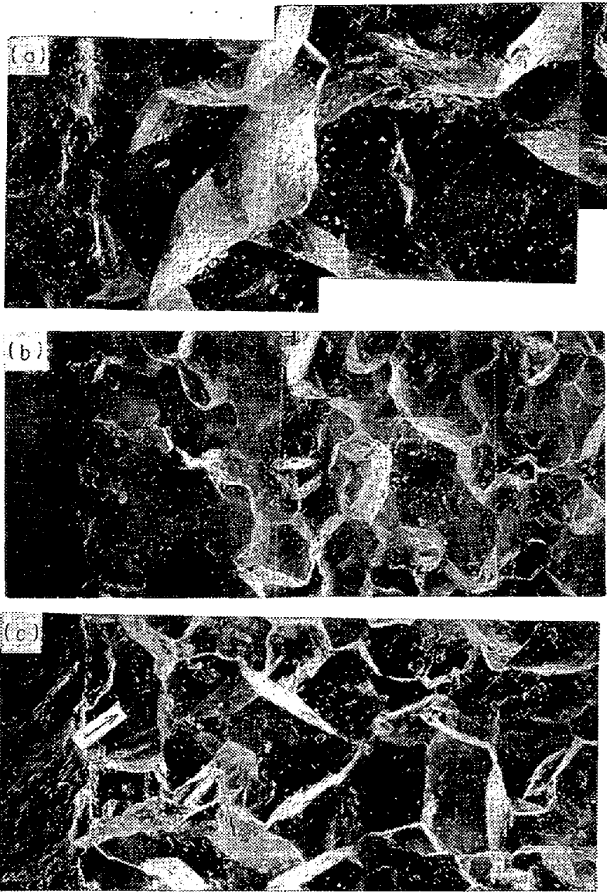


Photo. 4. Fracture appearances of specimens with 2mmV notch in static bending test at 18 °C (Loading speed : 0.05 mm/min) for B-steel. (a), (b) and (c); retained austenite containing 1.5, 10 and 15%, respectively. Arrow at (c) indicates fracture surface in which crack seemed to propagate through boundaries between retained austenite remained massively along prior austenite grain boundaries and matrix martensite.

V試験後の切欠き直下の破面観察結果について示したものである。これらの観察結果から、(A)熱処理では (Photo. 5-(a)) 負荷速度が増大しても低負荷速度の場合に比較して、その破面の様相は変わらないが、(B)熱処理になると (Photo. 5-(b)) 負荷速度の増大によって、粒界脆性破面の他に、クラックが粒内を伝播したと考えられる破面 (矢印で示す) が観察された。一方、(C)熱処理でも (Photo. 5-(c)) 負荷速度の増大によつて、塊状の残留オーステナイトとマルテンサイトの境界を通してクラックが伝播したと考えられる破面 (矢印Aで示す) のほかにクラックが粒内を伝播したと考えられる破面が観察された (矢印Bで示す)。

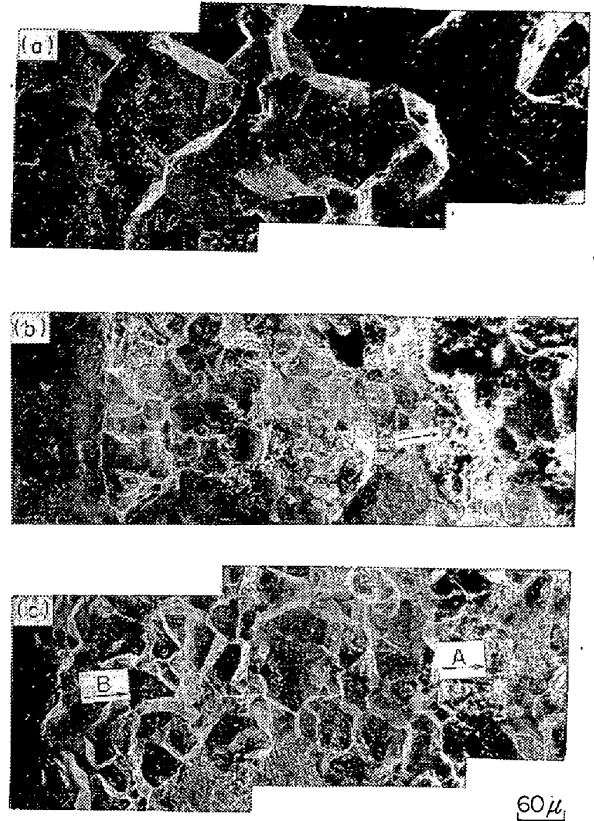


Photo. 5. Fracture appearances of specimens with 2mmV notch in static bending test at 18 °C (Loading speed 20mm/min) for B-steel. (a), (b) and (c); retained austenite containing 1.5, 10 and 15%, respectively. Arrow at (b) indicates transgranular fracture surfaces and Arrows A and B at (c) indicate transgranular fracture surface and fracture surface in which crack seemed to propagate through boundaries between retained austenite remained massively along prior austenite grain boundaries and matrix martensite, respectively.

3.3 残留オーステナイトの安定性

沢らは²⁾³⁾ 工具鋼および高速度鋼について、静的および衝撃曲げ試験を行ない、前者では変形中に残留オーステナイトのマルテンサイト化が起こり脆化するが、後者では変形中にこれらの変化が起こらず、高い靱性を有することを報告している。本実験においても、これらの変化が起こっているかどうかを検討するために、AおよびB鋼の(C)熱処理を行なったものについて、静的および衝撃曲げ試験前後の残留オーステナイトの変化率 ($R_V = R^\circ - R/R^\circ \times 100$, ここで、 R_V は残留オーステナイトの変化率、 R° は試験前の切欠き下の残留オーステナイト量、 R は試験後の切欠き下 (クラック伝播部) の残留オ

ーステナイト量である)を X 線回折により調べた。その結果、残留オーステナイトの変化率は各試験および各試験条件のすべてにおいて、本実験における X 線回折の測定誤差範囲内 (A 鋼では変化率 $\pm 2\%$ 以内, B 鋼では変化率 $\pm 7\%$ 以内) であつた。これらの結果から、本実験では変形過程において、残留オーステナイトのマルテンサイト化が起こっていないものと考えられる。

4. 考 察

従来より、靱性に対する残留オーステナイトの寄与は複雑とされてきた。この理由としては、靱性が (1) それらの量, (2) それらの残留形態, (3) それらを含有する基地組織の性質 (基地組織がラスマルテンサイトであるかあるいは双晶マルテンサイトであるかなど), (4) それらと基地組織の整合性の良悪, (5) それらの破壊に際しての安定性, (6) 負荷速度および切欠き形状などの機械的因子によつて顕著な影響を受けるからであると考えられる。したがつて、残留オーステナイトの靱性に対する寄与について考える場合、これらの諸因子をともに関連させて考える必要がある。

中炭素 Ni-Cr-Mo 鋼ではこれまでの実験結果でみてきたように、(5) 以外問題となる。

したがつて、ここでは、本実験結果にもとづいて、上述の諸因子を関連させて、中炭素 Ni-Cr-Mo 鋼の靱性に対する残留オーステナイトの寄与について、若干の考察を行なつてみる。

針状およびレンズ状の残留オーステナイトがマルテンサイトのラスあるいはプレートの境界に沿つて残留する (B) 熱処理の場合、A 鋼では V および VP 試験とも針状の残留オーステナイトがわずかに残留する (A) 熱処理に比較して、負荷速度に関係なく、顕著に吸収エネルギーが向上した。そして、それらの切欠き直下の破面は負荷速度に関係なく、ディンプルパターンが観察された。一方、これらの残留オーステナイトが B 鋼に残留すると、低負荷速度における V 試験ならびに負荷速度全域における VP 試験では、(A) 熱処理に比較して、吸収エネルギーの向上がほとんど認められず、高負荷速度における V 試験になつて初めて、吸収エネルギーの向上が認められるようになった。そして、それらの切欠き直下の破面では、低負荷速度で主として粒界脆性破面が、負荷速度が増大するにつれて、クラックが粒内を伝播したと考えられる破面が観察されるようになった。今、本実験における V および VP 試験で得られた吸収エネルギーが、それぞれクラックの発生および伝播エネルギーを定性的に表わすものと仮定すれば、以上の結果から、これら残留オース

テナイトが、双晶マルテンサイトの含有量が比較的少ない基地を持つ鋼 (以下双晶マルテンサイトの少ない鋼と称する) に含有されると、それらがマルテンサイトのラス境界に集積する転位先端における応力集中を緩和して⁹⁾、クラックの発生を遅延させると同時に、クラックの伝播に際して、それら自身がクラック先端を枝分れにしたりあるいはクラックの伝播径路をジグザグにしたりして⁶⁾、クラックの伝播を困難にするものと考えられる。一方、これら残留オーステナイトが、双晶マルテンサイトが比較的多く含有され、粒界および粒内に内部欠陥を持つ鋼^{7)~10)} (以下双晶マルテンサイトの多い鋼と称する) に含有されると、低負荷速度では、それらが粒内における内部欠陥に対する応力集中を緩和して、それらの成長および合体を遅らせるが、その結果、粒界における欠陥に応力集中を生じさせて、粒界破壊を助長するものと考えられる。しかしながら、負荷速度が増大すると、次第に粒界が剛性化する¹¹⁾ため、クラックの発生の核が次第に粒界によらなくなるためと考えられる。

他方、針状およびレンズ状の残留オーステナイトがマルテンサイトのラスあるいはプレートの境界に沿つて残留すると同時に、塊状の残留オーステナイトが粒界に沿つて残留するようになる (C) 熱処理の場合、A 鋼では低負荷速度における V 試験において、(B) 熱処理に比較して顕著な吸収エネルギーの低下が認められた。しかしながら、この低下現象は負荷速度の増大とともに次第に消滅し、試験温度の低下にともない、逆に (B) 熱処理に比較して、吸収エネルギーが向上した。又、VP 試験では負荷速度に関係なく、(B) 熱処理に比較して、吸収エネルギーが向上した。そして、それらの切欠き直下の破面を観察すると、低負荷速度では塊状の残留オーステナイトとマルテンサイトの境界を通してクラックが伝播したと考えられる破面が多く、負荷速度が増大するにつれて、それらの破面が少なくなる傾向が認められた。一方、これら残留オーステナイトが B 鋼に残留するようになると、V および VP 試験において、(A) および (B) 熱処理に比較して、負荷速度に関係なく、吸収エネルギーの向上が認められた。そして、それらの切欠き直下の破面を観察すると、負荷速度に関係なく、塊状の残留オーステナイトとマルテンサイトの境界を通してクラックが伝播したと考えられる破面が多く観察された。以上の結果から、これら残留オーステナイトが双晶マルテンサイトの少ない鋼に含有されると、それらとマルテンサイトの境界の近傍に変形あるいは変態によると考えられる双晶欠陥が観察される¹²⁾ことから、塑性変形が十分行なわれる低負荷速度では、塑性変形中に、それらとマルテンサイト

の境界に転位の集積が起こり¹²⁾、マイクロクラックが容易に発生するものと考えられる。しかしながら、負荷速度が増大したりあるいは試験温度が低下するにつれて、弾性限および降伏点が次第に上昇し、moving plastic zone が狭くなり¹⁰⁾、これらの個所が次第に、クラック発生の核場所を提供しなくなるものと考えられる。又、クラック伝播に際しては、それらが伝播経路をジグザグにすると同時に、それら自身がクッション的な効果を發揮してクラック伝播エネルギーの向上に貢献するものと考えられる。一方、これら残留オーステナイトが双晶マルテンサイトの多い鋼に含有されると、それらが粒界における欠陥に対する応力集中を緩和すると同時に、粒内における欠陥相互の成長および合体を遅らせ、それらの伝播に際して、それらが伝播経路をジグザグにすると同時に、それら自身がクッション的な効果を發揮して、クラックの発生および伝播エネルギーの向上に貢献するものと考えられる。

しかしながら、PAMPILLO らは⁹⁾ 12Ni および 18Ni マルエージング鋼において、逆変態オーステナイトが粒界に沿って残留する場合、クラック伝播エネルギーが低下することを報告し、本実験結果と相反している。この理由については、現在のところ不明であるが、ただ、それらの逆変態オーステナイトが析出する際、同時に、基地組織も顕著に変化していることを考えると、彼等の結果は逆変態オーステナイトよりも、基地組織に大きく影響されているのではないかと考えられる。

5. 結 論

曲げ試験により、切欠き形状および負荷速度を変化させて、0.4 および 0.6% C を含有する中炭素 Ni-Cr-Mo 鋼の靱性におよぼす残留オーステナイトの残留形態の影響について検討し、以下に示す結論を得た。

(1) 0.4% C Ni-Cr-Mo 鋼では、残留オーステナイトがマルテンサイトのラス境界に沿って針状およびレンズ状に残留する時、それらは切欠き形状および負荷速度に関係なく、靱性に対して好影響をあたえた。しかしながら、それらが前オーステナイトの結晶粒界に沿って塊状に残留するようになると、それらは 2 mm V 切欠き静的曲げ試験において、吸収エネルギーの低下現象を招き、必ずしも、靱性に対して好影響をあたえなかつた。

(2) 0.6% C Ni-Cr-Mo 鋼では、残留オーステナイトがマルテンサイトのプレート境界に沿ってレンズ状に残留する時、高負荷速度における 2 mm V 切欠き静的曲

げ試験の場合を除き、それらは靱性に対して好影響をあたえなかつた。しかしながら、それらが前オーステナイトの結晶粒界に沿って塊状に残留するようになると、それらは切欠き形状および負荷速度に関係なく、靱性に対して好影響をあたえた。

(3) 両鋼において、変形中に起こる残留オーステナイトのマルテンサイト化現象について、X線回折により検討した結果、本実験における試験方法および試験条件において、それらの現象は認められなかつた。

(4) 以上の結果から、残留オーステナイトを含有する中炭素 Ni-Cr-Mo 鋼における靱性は、基地マルテンサイト中に含有される双晶マルテンサイトの量が比較的少ない場合、主として、残留オーステナイトと基地マルテンサイトの整合性と、基地マルテンサイト中に含有される双晶マルテンサイトの量が比較的多くなり、粒界および粒内に内部欠陥を有する場合、主として、残留オーステナイトのこれら内部欠陥に対する応力集中の緩和効果と、それぞれ密接に関係することが推測された。

終りに臨み、本実験における供試鋼を御提供下さつた山陽特殊製鋼(株)の小柳明および森田剛太郎の両氏、本実験における電子顕微鏡撮影に御尽力をいただいた日本電子(株)ならびに本実験における試料作製に御協力下さつた大阪府立松原高等職業訓練校の富井正氏に対し、あわせて深謝の意を表します。

文 献

- 1) 岡林邦夫, 富田恵之, 黒木郁夫: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 661
- 2) 沢繁樹, 西村富隆, 伊藤武: 鉄と鋼, 52(1966), p. 677
- 3) 沢繁樹, 西村富隆, 伊藤武: 塑性と加工, 8 (1967), p. 423
- 4) T. M. F. RONALD: Met. Trans., 1 (1970), p. 2583
- 5) C. A. PAMPILLO and H. W. Paxton: Met. Trans., 3 (1972), p. 2895
- 6) D. WEBSTER: Trans. ASM, 61 (1968), p. 816
- 7) E. S. DAVENPORT, E. L. ROFF and E. C. BAIN: Trans. ASM, 22 (1934), p. 289
- 8) A. H. RANCH and W. R. THURTL: Met. Prog., April (1956), p. 73
- 9) A. R. MARDEN, A. O. BENSCHOTER and G. KRAUSS: Met. Trans., 1 (1970), p. 1545
- 10) 須藤一: 鉄鋼の強度と靱性 (第二回強度と靱性部会) (1971), p. 19
- 11) 吉岡正三著: 金属組織学 (1967), p. 70 (コロナ社)
- 12) 曾山義朗, 多賀谷正義: 材料, 14 (1965), p. 8