

論 文

UDC 669.14.018.291 : 669.15'24'26'28-194.2 : 539.4.015 : 669.112.227.343

中炭素 Ni-Cr-Mo 鋼の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*

岡林 邦夫**・富田 恵之***・黒木 郁夫****

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

Kunio OKABAYASHI, Yoshiyuki TOMITA, and Ikuo KUROKI

Synopsis:

A study has been made of the effects of the shape and distribution of retained austenite on static tensile properties of two Ni-Cr-Mo steels containing 0.4 and 0.6 per cent carbon, respectively. It was found that retained austenite, when it appeared accicularly, or lenticularly along martensite lath or plate boundaries, improved ductility without dropping yield strength excessively in the steel containing 0.4 per cent carbon and both strength and ductility moderately in the steel containing 0.6 per cent carbon.

When austenite retained massively along prior austenite grain boundaries as well as acicularly or lenticularly along martensite lath or plate boundaries, were found detrimental effects on both yield strength and ductility in the steel containing 0.4 per cent carbon, but both the strength and ductility were improved excessively in the steel containing 0.6 per cent carbon.

From these results, it may be suggested that retained austenite appearing massively, in ductile martensite, along prior austenite grain boundaries has detrimental effects for ductility due to the formation of microvoids between it and martensite in the process of plastic deformation.

1. 緒 言

低合金構造用鋼は普通、焼入焼もどし処理によつて高い強度と適宜な延性あるいは靱性を得る。したがつて、これらの鋼の破壊特性は当然種々のオーステナイト変態生成物によつて支配を受ける。

一般に、これらオーステナイト変態生成物はマルテンサイトあるいはベイナイトの単相組織とそれらの基地組織中に不完全焼入組織などの第二相を有する混合組織に大別されるが、それらの微視組織学的因子と破壊特性の関係については、前者では、これまで比較的多数の研究がなされ、最近、その定量的関係あるいはその考え方について明らかにされつつあるが¹⁾、後者については、

これまで経験的に判明しているところが多いが、その定量的関係あるいはその考え方について未だ不明な点が少なくない。

これら第二相を有する混合組織の破壊特性は、第二相の混合量のみによつて一義的に規定されることができず、それらの形状、分布形態あるいはそれらと基地組織の整合性などによつて支配されることが多い。したがつて、これら混合組織の破壊特性を上述のことに着目して検討を行なうことは重要な課題である。

著者らは、このような観点から、低合金構造用鋼において、主として、マルテンサイト基地に第二相を有する混合組織の微視組織学的因子と破壊特性の関係について、一連の検討を行なつていく。

* 昭和49年11月日本金属学会シンポジウム講演で一部発表 昭和50年8月11日受付 (Received Aug. 11, 1975)

** 大阪府立大学工学部 工博 (College of Engineering, University of Osaka Prefecture, 4-804 Mozuumemachi Sakai 591)

*** 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)) (University of Osaka Prefecture)

Table 1. Chemical composition (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

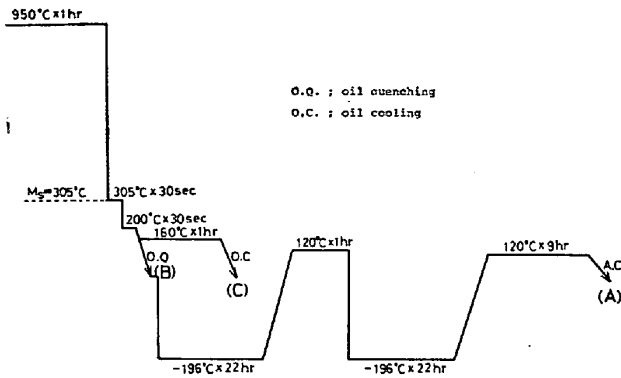


Fig. 1. Diagram of heat treatment of A-steel (A); little retained austenite containing, (B); retained austenite containing in prior austenite grains and (C); retained austenite containing along prior austenite grain boundaries as well as in them.

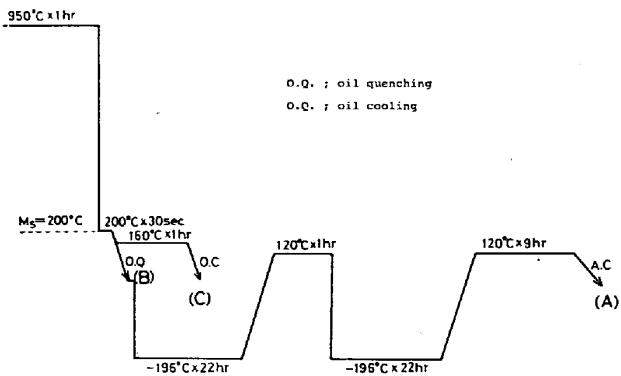


Fig. 2. Diagram of heat treatment of B-steel. (A); little retained austenite containing, (B); retained austenite containing in prior austenite grains and (C); retained austenite containing along prior austenite grain boundaries as well as in them.

本報告は、中炭素 Ni-Cr-Mo 鋼を用いて、第二相として、残留オーステナイトを取り上げ、主として、それらの残留形態に着目して、それらの静的引張性質におよぼす影響について検討を加えたものである。

2. 実験方法

2.1 供試鋼および熱処理

供試鋼は 2 種類の Ni-Cr-Mo 鋼で、それらの化学成分は Table 1 に示す通りである。両鋼種とも、90φ の熱間圧延棒材として入手し、13t に熱間鍛造後、5t ×

32w × 100l に研削して試料に供した。それらは前処理として、860°C × 1 hr 焼なましされた。残留オーステナイトの残留形態を変化させる熱処理は、アルゴンガス気流中で 950°C × 1 hr オーステナイト化後、Ms 温度に保持した鉛-錫浴に急冷し、油浴を用いて、恒温保持条件あるいは冷却条件を種々変化させて行なつた。その熱処理の詳細は Fig. 1 および 2 に示す通りである。これらの図中に付記した (A)、(B) および (C) は残留オーステナイトの残留形態を変化させる熱処理方法を示すもので、(A) は可能な限りそれらを少なくした熱処理方法 (以下これを A 熱処理と称する) で、(B) はそれらを前オーステナイト結晶粒内 (以下これを粒内と称する) に残留させた熱処理方法 (以下これを B 熱処理と称する) で、(C) はそれらを粒内と同時に、前オーステナイト結晶粒界 (以下これを粒界と称する) に沿って残留させた熱処理方法 (以下これを C 熱処理と称する) である。焼もどしは上述の熱処理後、迅速に、油浴中で 180°C × 1 hr 行なつた。

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 線回折法により、DURNIN らの方法²⁾ で行なつた。いま、マルテンサイトとオーステナイトからなる鋼試料に X 線を照射した時の両相からの回折線の積分強度 I_α と I_γ の比 P は次式で与えられる。

$$P = I_\alpha / I_\gamma = V_\alpha v_\alpha^{-2} m_\alpha (LP)_\alpha \exp(-2m_\alpha) (F_\alpha f_\alpha)^2 / V_\gamma v_\gamma^{-2} m_\gamma (LP)_\gamma \exp(-2m_\gamma) (F_\gamma f_\gamma)^2 \dots (1)$$

ここで、添字 α 、 γ はそれぞれマルテンサイトおよびオーステナイトを示す。また、 V は X 線照射体積、 v は単位格子の体積、 (LP) はローレンツ偏り因子、 m は多重因子、 $\exp(-2m)$ はデバイ・ウォーラー温度因子、 F は構造因子、 f は原子散乱因子である。(1) 式で、 V_α 、 V_γ 以外の因子を G とおくと、

$$P = (V_\alpha / V_\gamma) / G \dots (2)$$

$$V_\alpha + V_\gamma = 1 \dots (3)$$

であるから、(2) と (3) 式より、残留オーステナイト量 V_γ は

$$V_\gamma = 1 / (1 + GP) \dots (4)$$

で与えられる。 G は照射条件によつて決定される定数であるから、 P を測定することによつて残留オーステナイト量が決定される。実験は $\text{CoK}\alpha$ 線を用いて、スキャンニング速度 0.015°/min のステップスキャンニング法で行なつた。使用回折面の選択は残留オーステナイトの定量精度に大きく影響するため、本実験では、比較的少量の残留オーステナイトを含有する B 鋼を使用して、光学顕微鏡による Point-counting 法と対比させて、使用回

Table 2. Austenite determination factor G for different peak combination.

A-Steel		B-Steel	
$\alpha(211)-\gamma(220)$	$\alpha(211)-\gamma(311)$	$\alpha(211)-\gamma(220)$	$\alpha(211)-\gamma(311)$
0.669	0.993	0.616	0.966

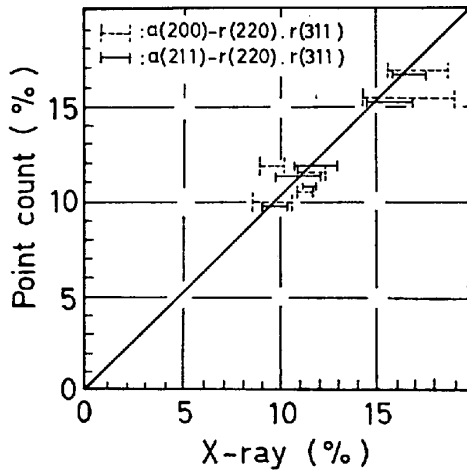


Fig. 3. Relation between spread of X-ray values and point count values.

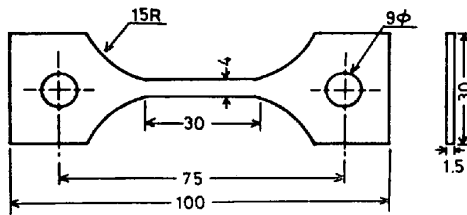


Fig. 4. Dimensions of test specimens used in static tensile test.

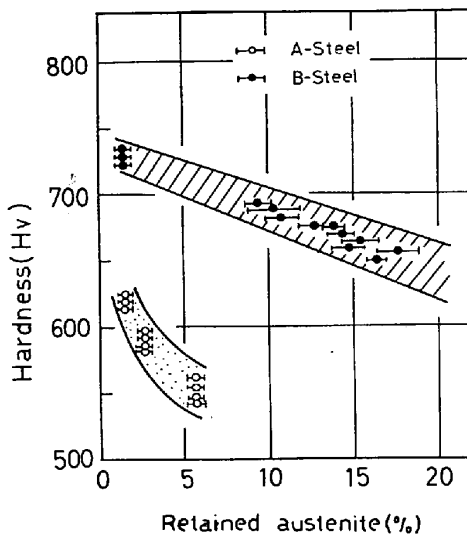


Fig. 5. Effects of retained austenite on Vickers hardness. Both A and B-steel being loaded with 30 kg.

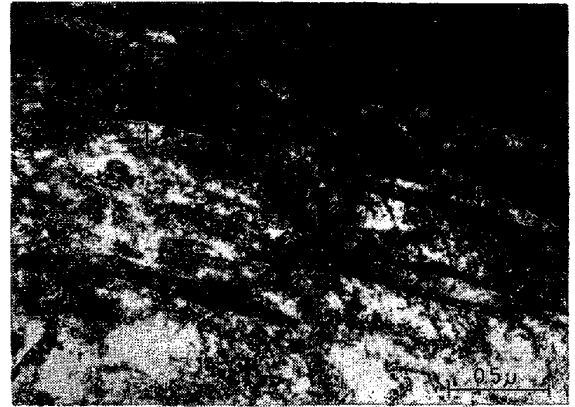


Photo. 1. Transmission electron micrograph of retained austenite remained acicularly along martensite lath boundaries in A-steel. Arrows indicate retained austenite. Heat treatment; 950°C × 1 hr → 305°C × 30 sec → 200°C × 30 sec → O. Q. → subzero

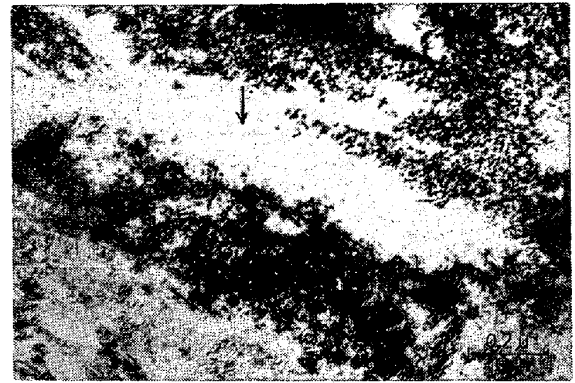


Photo. 2. Transmission electron micrograph of retained austenite remained lenticularly along martensite lath boundaries of A-steel. Arrows indicate retained austenite. Heat treatment; 950°C × 1 hr → 305°C × 30 sec → 200°C × 30 sec → O. Q.

折面を決定した。Fig. 3はその結果を示したものであるが、このことから、 $\alpha(211)$ 、 $\gamma(220)$ および $\gamma(311)$ の組合せが良好であることが分る。したがって、本実験では、この $\alpha(211)$ 、 $\gamma(220)$ および $\gamma(311)$ の各回折面の組合せで決定し、これら回折面の組合せによるオーステナイト決定因子 G は、Table 2に示す値を使用した。試料のX線照射面は湿式研磨後、過塩素酸-無水酢酸-水の電解液で電解研磨して調整した。

2.3 静的引張試験

静的引張試験は室温で、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、25 mm の標点間をオートストレインパーサーを用いて、 3.35×10^{-4} /sec の一定ひずみ速度で行なつた。それらの試験片の形状は Fig. 3 に示す通りである。そして、それらの試験片の最終形状は



Photo. 3. Optical micrograph of retained austenite remained massively along prior austenite grain boundaries in A-steel. Arrows indicate retained austenite. Heat treatment; $950^{\circ}\text{C} \times 1 \text{ hr} \rightarrow 305^{\circ}\text{C} \times 30 \text{ sec} \rightarrow 200^{\circ}\text{C} \times 30 \text{ sec} \rightarrow \text{O. Q.}$ ($\times 1500$ (3/5))



Photo. 5. Electron micrograph of carbon replica of retained austenite remained lenticularly along martensite plate boundaries in B-steel. Arrows indicate retained austenite. Heat treatment; $950^{\circ}\text{C} \times 1 \text{ hr} \rightarrow 200^{\circ}\text{C} \times 30 \text{ sec} \rightarrow \text{O. Q.}$



Photo. 4. Transmission micrograph of retained austenite remained massively along prior austenite grain boundaries and the neighborhood of it in A-steel. Arrow indicates retained austenite. Heat treatment; $950^{\circ}\text{C} \times 1 \text{ hr} \rightarrow 305^{\circ}\text{C} \times 30 \text{ sec} \rightarrow 200^{\circ}\text{C} \times 30 \text{ sec} \rightarrow 160^{\circ}\text{C} \times 1 \text{ hr} \rightarrow \text{O. Q.}$

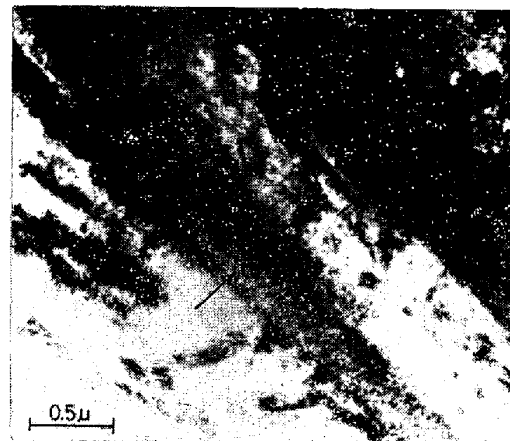


Photo. 6. Transmission electron micrograph of retained austenite remained lenticularly along martensite plate boundaries in B-steel. Arrows indicate retained austenite. Heat treatment; $950^{\circ}\text{C} \times 1 \text{ hr} \rightarrow 200^{\circ}\text{C} \times 30 \text{ sec} \rightarrow \text{O. Q.}$

平面研磨あるいは放電加工により仕上げたが、前者では、それらが昇温しないように、又、後者では、表面粗さが 10μ になるように注意して加工した。

2.4 顕微鏡組織と破面観察

顕微鏡組織は光学顕微鏡ならびに2段カーボンレプリカおよび薄膜による電子顕微鏡で観察した。透過電子顕微鏡用薄膜試験片は 0.1 mm 厚に切り出し、フッ化水素酸-過酸化水素水化学研磨液で化学研磨後、磷酸-クロム酸電解液で電解研磨して作製した。静的引張試験後の破面は走査型電子顕微鏡で観察した。

3. 実験結果

3.1 各熱処理における残留オーステナイトの量とそれらの残留形態の顕微鏡組織

X線回折の結果、A鋼では、A熱処理で1.5%程度、B熱処理で2.5%程度およびC熱処理で5.5%~6%の残留オーステナイトが含有されることが分かった。顕微鏡組織的には、それらは、A熱処理でわずかにマルテンサイトのラス境界に沿って針状に残留するのが、又、B熱処理ではマルテンサイトのラス境界に沿って針状あるいはレンズ状に残留するのが観察された。Photo. 1 および 2

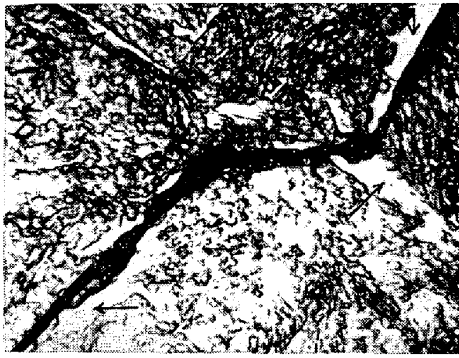


Photo. 7. Optical micrograph of retained austenite remained massively along prior austenite grain boundaries in B-steel. Arrows indicate retained austenite. Heat treatment; 950°C×1 hr → 200°C×30 sec → 160°C×1 hr → O. Q. (×2 500(1/2))

はそれらの透過電子顕微鏡写真を示したものであるが、これから分るように、針状あるいはレンズ状に残留する残留オーステナイトとマルテンサイトの境界には必ずみあるいは変態による双晶はほとんど観察されなかつた。そして、C熱処理になると、それらはB熱処理と同様、マルテンサイトのラス境界に沿って針状あるいはレンズ状に残留するが、それと同時に、粒界に沿って塊状に残留するのが観察された。Photo. 3および4はそれらの光学顕微鏡写真および透過電子顕微鏡写真を示したものである。Photo. 4から分るように、塊状の残留オーステナイトの近傍には、変形あるいは変態によるものと考えられる双晶が観察された。

一方、B鋼では、X線回折の結果、A熱処理で1.5%程度、B熱処理で9~11%およびC熱処理で13~18%の残留オーステナイトが含有されることが分かった。顕微鏡組織的には、それらはA熱処理でわずかマルテンサイトのプレートに沿って針状に残留するのが、又、B熱処理でマルテンサイトのプレートに沿ってレンズ状に多く残留するのが観察された。Photo. 5および6はそれらのレプリカ組織写真および透過電子顕微鏡写真を示したものである。そして、C熱処理になると、それらはB熱処理と同様、マルテンサイトのプレートに沿ってレンズ状に残留するが、それと同時に、粒界に沿って塊状に残留するのが観察された。Photo. 7はそれらの光学顕微鏡写真を示したものである。さらに、AおよびB鋼のC熱処理における、粒内および粒界に沿って残留する残留オーステナイトの量を推定するために、硬さ試験を行なった。Fig. 6はAおよびB鋼における残留オーステナイト量と粒内および粒界を含めた硬さ（ここでは平均硬さと称する）の関係を示したものであり、Fig. 7は同じく、A

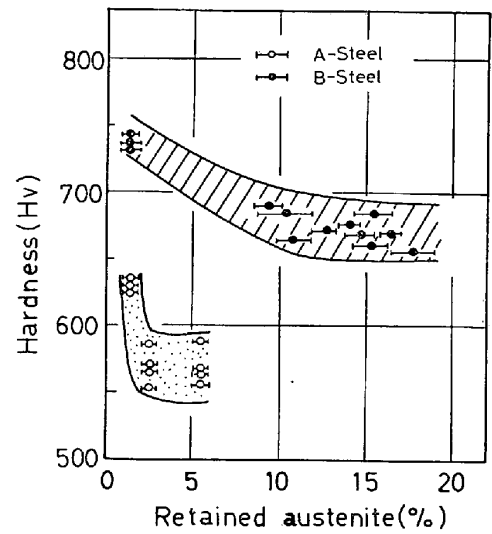


Fig. 6. Effects of retained austenite on micro-vickers hardness. A and B-steel being loaded with 50 and 500 g, respectively.

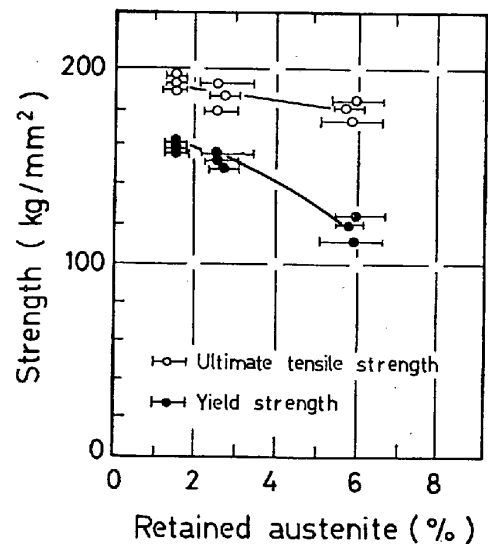


Fig. 7. Effects of retained austenite on strength in static tensile test of A-steel.

およびB鋼における残留オーステナイト量と粒内硬さの関係を示したものである。このことから、両鋼とも、平均硬さは残留オーステナイト量の増加とともに順次低下するが、粒内硬さはB熱処理とC熱処理でほぼ変わらないことが分る。このことは、両鋼とも、B熱処理およびC熱処理で粒内にはほぼ同量の残留オーステナイトが含有されること、又、C熱処理では、C熱処理における残留オーステナイト量からB熱処理におけるそれらを差し引いた程度の量の残留オーステナイトが粒界に沿って塊状に残留することを示すものである。

3.2 静的引張試験

Fig. 8はA鋼における残留オーステナイト量と強度の

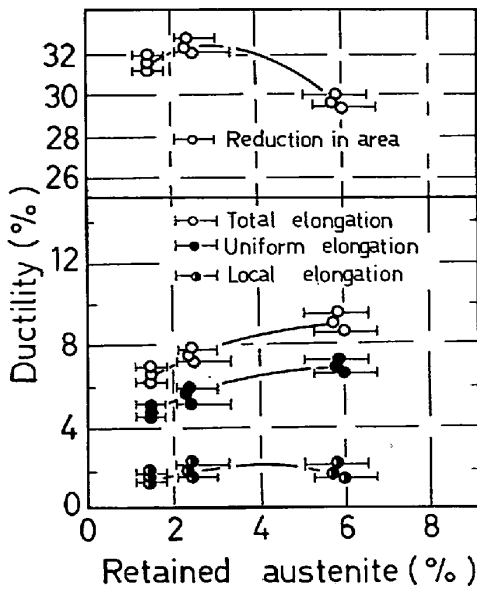


Fig. 8. Effects of retained austenite on ductility in static tensile test of A-steel.

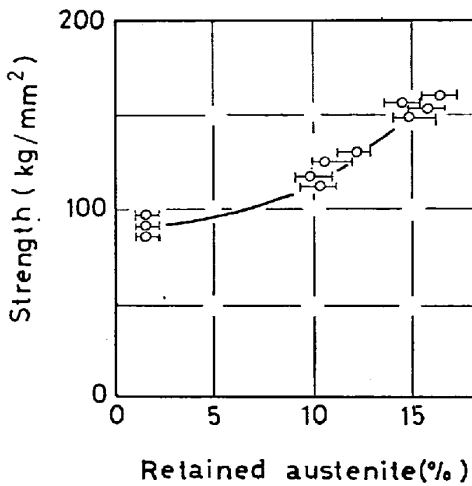


Fig. 9. Effects of retained austenite on strength in static tensile test of B-steel.

関係について示したものである。このことから分るように、引張強さは残留オーステナイトの残留形態にあまり関係しないで、それらの量によつてほぼ一義的に規定され、それらの増加とともに直線的に低下する傾向を示した。しかし、降伏強度については、それらの残留形態に大きく関係し、それらがマルテンサイトのラス境界に沿つて針状あるいはレンズ状に残留するB熱処理では、あまり低下しないで、それらが粒界に沿つて塊状に残留するようになるC熱処理では、顕著に低下する傾向を示した。Fig. 9は同じく、A鋼における残留オーステナイト量と延性の関係について示したものであるが、延性については、残留オーステナイト量よりもむしろ、それらの残留形態に関係し、最大引張応力までの均一伸びはB

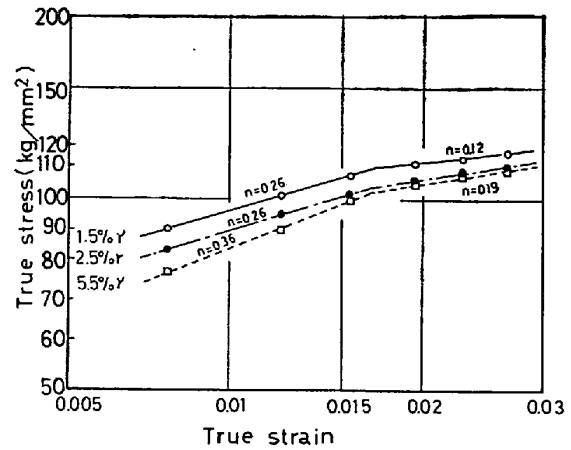


Fig. 10. Effects of relation between true stress and strain in logarithm in static tensile test of A-steel. n expresses exponent of work hardening.

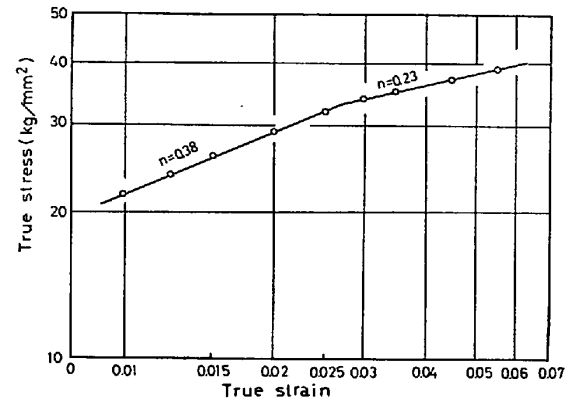


Fig. 11. Effects of relation between true stress and strain in logarithm on static tensile test of SUS-304-steel. Steel was quenched into water after $1\ 150^{\circ}\text{C} \times 1\ \text{hr}$ solid solution. n expresses exponent of work hardening.

熱処理で顕著に上昇するが、C熱処理では比較的緩慢に上昇する傾向が認められた。一方、最大引張応力以後破断に至るまでの局部伸びは、B熱処理で上昇するが、C熱処理では低下する傾向が認められた。この傾向は絞り値において顕著に認められ、それはB熱処理で顕著に上昇するが、C熱処理では顕著に低下し、残留オーステナイトがわずかしか含有されないA熱処理におけるそれよりも低下する傾向が認められた。

Fig. 10はB鋼における残留オーステナイト量と強度の関係について示したものである。このことから分るように、B鋼の強度はA鋼のその傾向と異なるが、やはり、残留オーステナイトの残留形態に関係し、B熱処理では緩慢に上昇するが、C熱処理ではやや顕著に上昇する傾向が認められた。一方、残留オーステナイトと伸びの関係については、最大伸びを示す場合でも0.2%程度であり、本実験における測定法では、測定誤差が大きい

と考えて、本図には示さなかつたが、傾向としては、残留オーステナイトと強度の関係とはほぼ同様であつた。

4. 考 察

本実験結果で、A鋼の降伏強度および延性ならびにB鋼の強度および延性は残留オーステナイトの量によつて必ずしも一義的に規定されないうで、それらの残留形態によつて支配されることを示した。以下これらのことについて考察する。

まず、A鋼について考察する。Fig. 11 および 12 はA鋼の各熱処理と SUS 304 の真応力-ひずみ線図を両対数で示したものである。これらの図から次のことが分る。

(1) C熱処理における折点より低ひずみ側($\epsilon < 0.015$)の加工硬化指数(n)と SUS 304 における $\epsilon = 0.01 \sim 0.025$ のそれとがほぼ等しい。(2) B熱処理における折点より高ひずみ側の n と C熱処理における折点より高ひずみ側のそれとがほぼ等しい。(3) A熱処理における折点より低ひずみ側の n と B熱処理における折点より低ひずみ側のそれとがほぼ等しい。これらのことは、SUS 304 の変形挙動と A鋼における塊状の残留オーステナイトのそれらとあまり相違しないという仮定のもとに、(1)と(2)より、粒界に沿つて残留した塊状の残留オーステナイトが、マルテンサイト争先だつて、降伏あるいは塑性変形すること、又、(2)と(3)より、マルテンサイトのラス境界に沿つて針状にあるいはレンズ状に残留した残留オーステナイトは、それら自身、単独に降伏あるいは塑性変形するよりもむしろ、マルテンサイトの降伏あるいは塑性変形に対して、何んらかの形で寄与しながら、降伏あるいは塑性変形することを示唆するものである。これらのことに関連して、曾山⁹⁾は低C鋼におけるマルテンサイトと遊離フェライトの二相混合組織において、軟質相(遊離フェライト)と硬質相(マルテンサイト)が結晶粒程度のオーダーで共存する場合、真応力-ひずみ線図で折点が生ずるのは、軟質相が硬質相に先だつて、降伏あるいは塑性変形して、しかる後に、硬質相が塑性変形するためであると報告している。又、曾山⁹⁾はこれら軟質相の硬質相へのすべり伝達は、それらの境界において、転位集積による応力集中を起し、その結果として、新しく形成される境界転位によつてなされることを報告している。又、PAMPILLO ら⁵⁾は 12Ni および 18Ni マルエージング鋼の時効において、マルテンサイトのラス境界に沿つて針状に折出する逆変態オーステナイトは、マルテンサイトのラス境界におけるすべりの障害物として働き、降伏強度の上昇に貢献すると同時に、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、均一伸びを上昇させることを報告している。

したがつて、本実験における結果を以上のごとき観点に立脚して考察すれば、マルテンサイトのラス境界に沿つて針状あるいはレンズ状に残留する残留オーステナイトは、Photo. 1 および 2 に示したように、マルテンサイトのラスと比較的整合性を持つて残留することから、マルテンサイトのラスにおけるすべりの障害物としてある程度働くと同時に、それらの境界に集積する転位先端における応力集中を緩和して、マルテンサイトにおけるマイクロボイドの形成を困難にすることにより、降伏強度の低下の阻止と延性の向上に貢献するものと考えられる。一方、粒界に沿つて塊状に残留する残留オーステナイトは、マルテンサイトに先だつて、降伏あるいは塑性変形して、降伏強度を顕著に低下させると同時に、それらとマルテンサイトの境界において応力集中を生じ、そこにマイクロボイドの形成が容易となり、局部伸びと絞り値を低下させるものと考えられる。このマイクロボイドの形成をさらに容易にする因子としては、Photo. 4 に示したように、塊状の残留オーステナイトの近傍において、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ことから、それらの安定の際に、マルテンサイトとの境界において、大きな変形ひずみが生じていること⁶⁾あるいは同じく、それらの安定の際に、マルテンサイトとの界面において、C原子の濃化が起こり⁷⁾、結果として、高Cマルテンサイトが形成されていることが考えられる。

以上述べた考えの妥当性は、Photo. 8 に示すように、B熱処理では全面が均一なマイクロボイドコアレセンスによつて生じたと考えられるディンプルパターンが、又、C熱処理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でマイクロボイドが形成され、それらが起点となつて合体が起こつたと推察される痕跡が観察されることから実証されるであろう。

次に、B鋼について考察する。B鋼のごとき変態による双晶欠陥を多く含む鋼 ($M_s = 200^\circ\text{C}$) では、特に低温焼もどしの場合、引張りに対しては、切欠感性のため低応力で破壊する。そして、この場合、内部切欠としては、焼き割れ、焼きひずみあるいは粒界の欠陥が決定的な役割をするが⁸⁾、B鋼のごとき比較的粗い組織(前オーステナイト結晶粒径 $\approx 30\mu$)を有する場合、焼入時にすでにマイクロクラックが潜在すると言われている^{9)~11)}。したがつて、B鋼のごとき引張りに対して低応力破壊を起す脆弱な鋼の強度あるいは延性の向上は、新たなマイクロボイドの形成を困難にさせることによつてなされると思えるよりもむしろ、上述の欠陥や焼入時に生ずる潜在

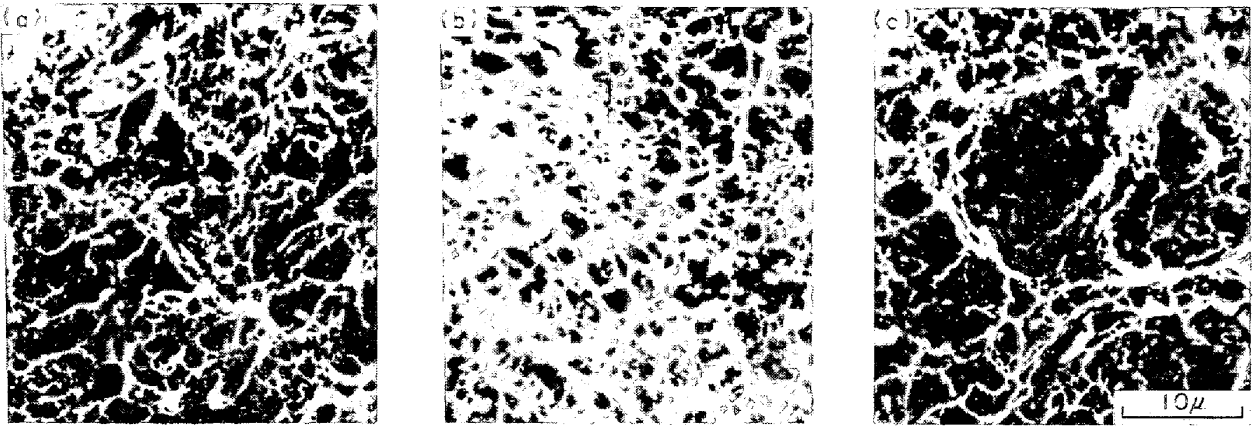


Photo. 8 Fracture appearances after static tensile test of A-steel. (a), (b) and (c); retained austenite containing 1.5%, 2.5% and 5.5%, respectively.

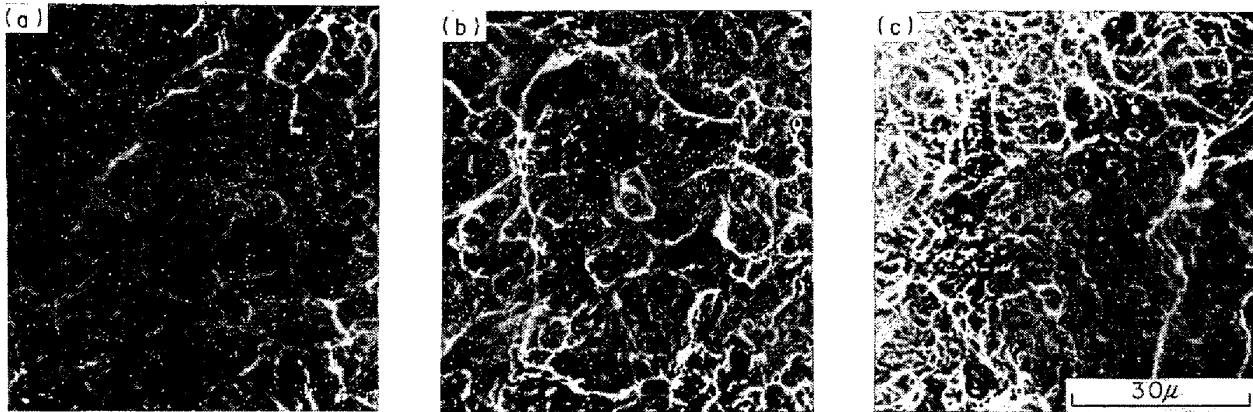


Photo. 9. Fracture appearances after static tensile test of B-steel. (a), (b) and (c); retained austenite containing 1.5%, 10% and 15%, respectively.

マイクロクラックの成長および合体を遅らせることによつてなされると考えるのが妥当であろう。このような観点に立脚して、B鋼の場合を考察すると、B熱処理におけるように、残留オーステナイトがマルテンサイトのプレートに沿ってレンズ状に残留する場合、それらは粒内の欠陥あるいは潜在マイクロクラック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、その反面、粒界における欠陥に対して応力集中を生じさせ、結果として、それ程強度および延性の向上に貢献しないものと考えられる。一方、C熱処理におけるように、粒内と同時に、粒界に沿って塊状に残留オーステナイトが残留する場合、それらは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、粒内の残留オーステナイトと呼応して、それらの成長および合体を遅らせ、強度および延性の向上に貢献するものと考えられる。

以上述べた考えの妥当性は、Photo. 9に示すように、B熱処理では粒界を起点としてマイクロクラックの合体が起こっているのが観察されること、又、C熱処理ではこのような痕跡が認められずに、一様の細かいディンプルが

観察されることから実証されるであろう。

以上主として、残留オーステナイトの残留形態の観点から、強度および延性の挙動を考察したが、この他、塑性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る TRIP 現象がそれらの挙動に大きな影響をおよぼすことが考えられる。本実験では、試験前と後における残留オーステナイト量の変化率を X線回折により調べた。この結果、それらの変化率は 1%以内であることが分かった。したがって、本実験の場合、これらの現象が起こっていないことが推察された。このことに関連して、田村¹²⁾も、引張試験において、残留オーステナイトによる TRIP 現象が起こるためには、少なくとも、30~40%以上の残留オーステナイトが必要であることを報告している。

最後に、残留オーステナイトの残留形態を変化させる際に、マルテンサイト自身に大きな変化が起こり、それが強度あるいは延性に大きな影響をおよぼすことが十分考えられるが、透過電子顕微鏡でマルテンサイトの形態の観点から検討した限りにおいては、塊状の残留オー

ステナイトの近傍を除いて、それ程顕著な差異は認められなかった。

5. 結 論

0.4 および 0.6% C を含有する 2 種類の中炭素 Ni-Cr-Mo 鋼の引張性質におよぼす残留オーステナイトの影響について、主として、残留形態に主眼を置いて検討した結果、次のことが分つた。

(1) 0.4% C を含有する Ni-Cr-Mo 鋼においては、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あるいはレンズ状に残留する場合、それらは降伏強度をあまり低下させずに、延性を向上させたが、それらがマルテンサイトのラス境界と同時に、前オーステナイト結晶粒界に沿って塊状に残留するようになると、降伏強度を顕著に低下させると同時に、延性に対して好影響をもたらさなかつた。このことは、前者ではそれがマルテンサイトのラス境界におけるすべりの障害物としての役割を果たすと同時に、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すること、後者ではそれらがマルテンサイトに先だつて降伏すると同時に、塑性変形中にマルテンサイトとの境界において、ミクロポイドを早期に形成することにそれぞれ起因するものと考えられる。

(2) 0.6% C を含有する Ni-Cr-Mo 鋼においては、残留オーステナイトがマルテンサイトのプレートの境界に沿ってレンズ状に残留する場合、緩慢に、それらが前オーステナイト結晶粒界に沿って塊状に残留するようになると、顕著に、強度および延性を向上させた。このことは前者ではそれらが前オーステナイト結晶粒内の欠陥や変態時に潜在するミクロクラックの成長および合体を遅らせるが、その反面、前オーステナイト結晶粒界の欠陥に対して応力集中を生じさせること、後者ではそれらが前オーステナイト結晶粒界の欠陥に対する応力集中を緩和すると同時に、前オーステナイト結晶粒内における

それらと呼応して、欠陥や潜在ミクロクラックの成長および合体を遅らせることにそれぞれ起因するものと考えられる。

(3) 以上のことから、残留オーステナイトが延性的なマルテンサイトの前オーステナイト結晶粒界に沿って塊状に残留するようになると、降伏強度が低下すると同時に延性が害されるということが推測された。

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)の小柳明ならびに森田剛太郎の両氏、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職業訓練校の富井正氏に対して、あわせて深謝の意を表します。

文 献

- 1) たとえば、松田昭一、井上 泰、三村 宏、岡村義弘：Climax Moly., (1971), p. 4, 邦武立郎、寺崎富久長、大森靖也、大谷泰夫：Climax Moly., (1971), p.85
- 2) J. DURNIN and K. A. RIDAL: JISI, 206 (1968), p.60
- 3) 曾山義朗：材料, 15 (1966), p.17
- 4) 曾山義朗、多賀谷正義：材料, 14 (1965), p.8
- 5) C. A. PAMPILLO and H. W. PAXTON: Met. Trans., 3 (1972), p.2895
- 6) 泉山昌夫：日本金属学会誌, 25 (1961), p.799
- 7) 須藤 一、山形建男：日本金属学会誌, 34(1970), p.968
- 8) 須藤 一：鉄鋼の強度と靱性 (第二回強度と靱性部会), (1971), p.19
- 9) E. S. DAVENPORT, E. L. ROFF and E. C. BAIN: Trans. ASM, 22 (1934), p.289
- 10) A. H. RANCH and W. R. THURTLIE: Met. Prog., April (1956), p.73
- 11) A. R. MARDEN, A. O. BENSCOTER, and G. KRAUSS: Met. Trans., 1 (1970), p.1545
- 12) 田村今男：鋼の微視組織と強度・靱性 (強度と靱性部会シンポジウム資料), (1974・2), p.23