

2相ステンレス鋼の低温変形挙動に及ぼす 再結晶集合組織の影響*

中村正久**・若狭邦男***

The Effect of Recrystallization Texture on the Low-Temperature Deformation Behaviour of a Two-Phase Stainless Steel

Tadahisa NAKAMURA and Kunio WAKASA

Synopsis:

The tensile properties, the strain-induced martensite transformation and the fracture mode in the temperature range between -196°C , and room temperature were studied for a two-phase steel composed of nearly equal volumes of austenite and ferrite. Recrystallization textures were observed in both the austenite and ferrite phases. Tensile test specimens were taken in the directions parallel ($\theta=0^{\circ}$), 45° , and vertical ($\theta=90^{\circ}$) to the rolling direction.

The main results obtained are as follows:

(1) Effects of the anisotropy due to the texture on tensile properties (fracture elongation, tensile strength, and 0.2% yield strength), amount of strain-induced martensite transformation, cleavage crack length, and dimple size were measured. The transformation had a marked effect on fracture elongation and tensile strength.

(2) The transformation-induced plasticity was evaluated with both the amount of martensite transformed per unit strain and the tensile strain at the initiation of transformation in austenite phase. As the initiation strain for martensite transformation became larger, the fracture elongation increased. At a constant temperature the larger the amount of martensite per unit strain was, the larger the fracture elongation was. This phenomenon was clearly observed at -50°C . All of the strain-induced martensite in the low temperature range was observed as lath-like martensite.

(3) The behaviour of ferrite phase in the low temperature range gave characteristic aspects to the fracture mode. Cleavage cracks occurred in $\{001\}\alpha$ planes and their propagation was disturbed at spots of α martensite, therefore specimens didn't fail brittly in the low temperature range. The cleavage crack length observed on fractured surface was in maximum at -196°C and had the length of about 35 microns at θ of 45° . Equiaxed dimples were about 5 microns in the maximum size at -50°C in the case of 0° or 45° -specimen.

1. 緒 言

準安定オーステナイト系ステンレス鋼の場合、低温度域での塑性変形によつて生じるマルテンサイト変態は延性の増加に有益であることが知られている¹⁾。この加工誘発マルテンサイト変態を利用して高い強度と延性を持つ鋼が開発され²⁾、Fe-Mn系合金³⁾やFe-Ni系合金⁴⁾⁵⁾などの各種鉄系合金についても加工誘発マルテンサイト変態が発生することが実験的に確認されている。

フェライト相（以下 α 相とする）と加工誘発マルテンサイト変態を生じる準安定オーステナイト相（以下 γ 相とする）を含む2相ステンレス鋼では低温度域で α 相に劈開クラックを生じることが予想され、同時に存在する γ 相の加工誘発マルテンサイトは劈開クラックの伝播に対してどのような挙動を示すかは興味あることである。本報告は、実際のこのような材料は α 相および γ 相の双方に再結晶集合組織を持っているので、それらが組合わさった場合に変形や破壊にどのような影響をもつかにつ

* 昭和49年4月本会講演大会にて発表 昭和49年10月31日受付 (Received Oct. 31, 1974)

** 東京工業大学工学部 工博 (Tokyo Institute of Technology)

*** 東京工業大学工学部大学院 (Tokyo Institute of Technology, Ōokayama, Meguro-ku, 152)

Table 1. Chemical composition of two-phase stainless steel (wt%).

Cr	Ni	Mo	C	Si	Mn	P	S	Cu	Al	Co	N	Pb	Fe
23.19	4.91	1.47	0.025	0.53	0.51	0.023	0.006	0.94	0.91	0.13	0.133	0.0005	Bal.

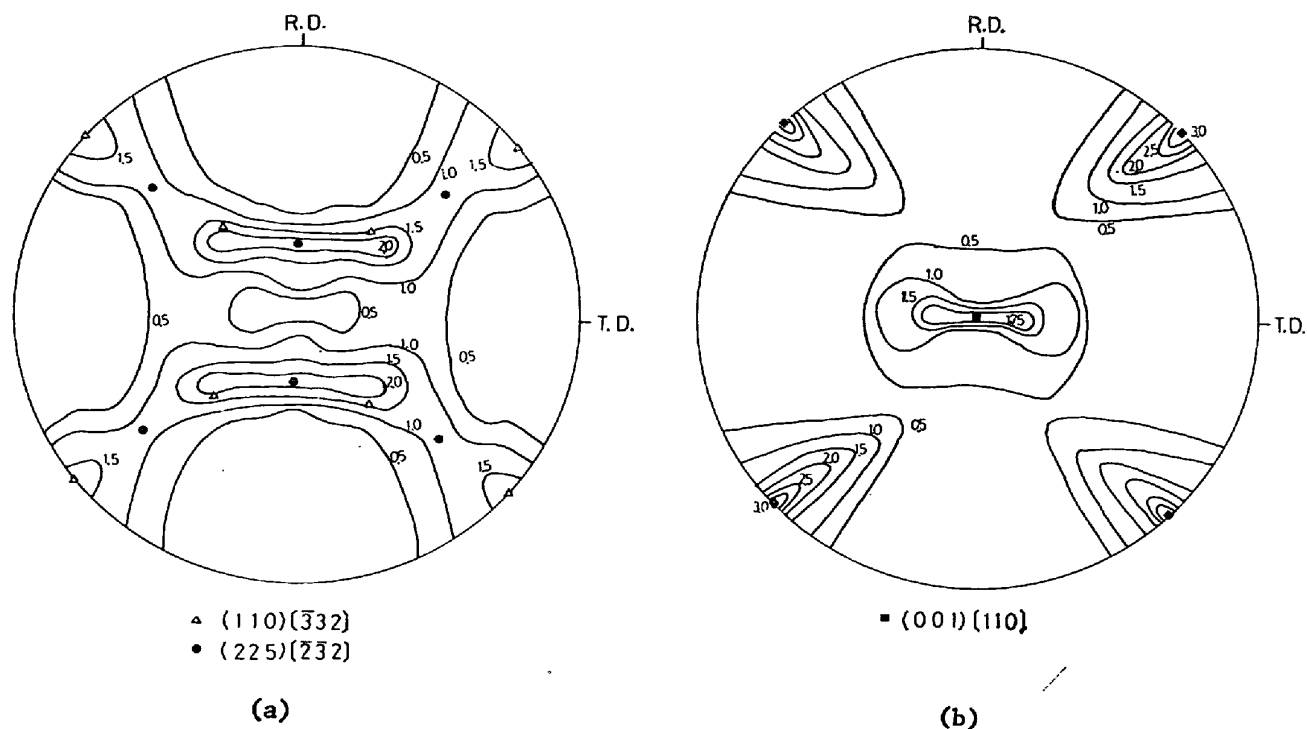


Fig. 1. Recrystallization textures of a two-phase stainless steel
(a) (200) γ pole figure, (b) (200) α pole figure.

いて実験して調べたものである。

2. 実 験

2.1 試料

Table 1 は、試料の化学組成を示す。試料を圧延方向に対して、 0° 、 45° および 90° の 3 種類の角度 (以下 θ とする) に切りだして板厚 2.0 mm、板幅 6.0 mm、平行部長さ 18.0 mm の板状引張試験片に機械加工した。試験片の焼なまし処理は 1000°C 、1 hr、 10^{-4} torr 程度の真空中で保持したのち室温まで炉冷して行なった。Fig. 1 は、焼なました試料中の γ 相と α 相の再結晶集合組織を示す。Fig. 1 (a) の γ 相の場合その主方位と副方位はそれぞれ $(110)[\bar{3}32]$ と $(225)[\bar{2}32]$ であり、Fig. 1 (b) の α 相の主方位は $(001)[110]$ である。なお、図中の数字は回折線のピーク高さを 20 c. p. s を 1 として計算したものである。

2.2 実験方法

引張試験は -196°C から室温までの温度域で行ない、引張速度は 0.5 mm/min である。変形後の試験片は光

学顕微鏡による表面観察、ビッカース硬さの測定、X 線回折、透過電子顕微鏡による組織観察、走査型電子顕微鏡による破面観察を行なった。

光学顕微鏡観察は試料表面を氷酢酸+過塩素酸液で電解研磨し、赤血塩溶液で腐食して行なった。

ビッカース硬さは引張変形前後、荷重 200 g を用い試験片中の α 相と γ 相について測定した。

X 線回折は特性 X 線として $\text{FeK}\alpha$ 線を用い $\text{K}\beta$ 線の除去には Mn 薄片を用いた。測定した回折面は、 α 相の場合、 110_α 、 200_α 、 211_α であり、 γ 相の場合、 111_γ 、 200_γ 、 220_γ である。測定した α 相と γ 相の各回折強度曲線から積分強度を計算し、各相の平均積分強度の値から各相の割合を定量した^{6)~8)}。 α' マルテンサイトが発生する場合には、 $(\alpha+\alpha'$ マルテンサイト) の積分強度を求め、前述と同様に各相の割合から α' マルテンサイト量を定量した。

試料の M_s 点は -196°C 付近であり、 M_d 点は試料の集合組織に関係し、 $\theta = 0^\circ$ 、 45° の場合、 -22°C であり、 $\theta = 90^\circ$ の場合、 -26°C であつた。ここで M_d

点は、 α' マルテンサイトが破断した試験片で観察される上限の温度とした。

透過電顕観察用薄膜は上記の電解液で十分に薄くジェット法で作成した。

破断面では各温度での劈開クラックとディンプルを観察した。

3. 実験結果

Photo. 1に焼なました試料の光学顕微鏡組織を示す。(a), (b), (c)はそれぞれ圧延面、幅方向に垂直な面および圧延方向に垂直な面の組織である。写真上で黒くみえる結晶粒は α 相であり、白い結晶粒は γ 相である。 γ 相中には焼なまし双晶が観察される。 α 相が占める平

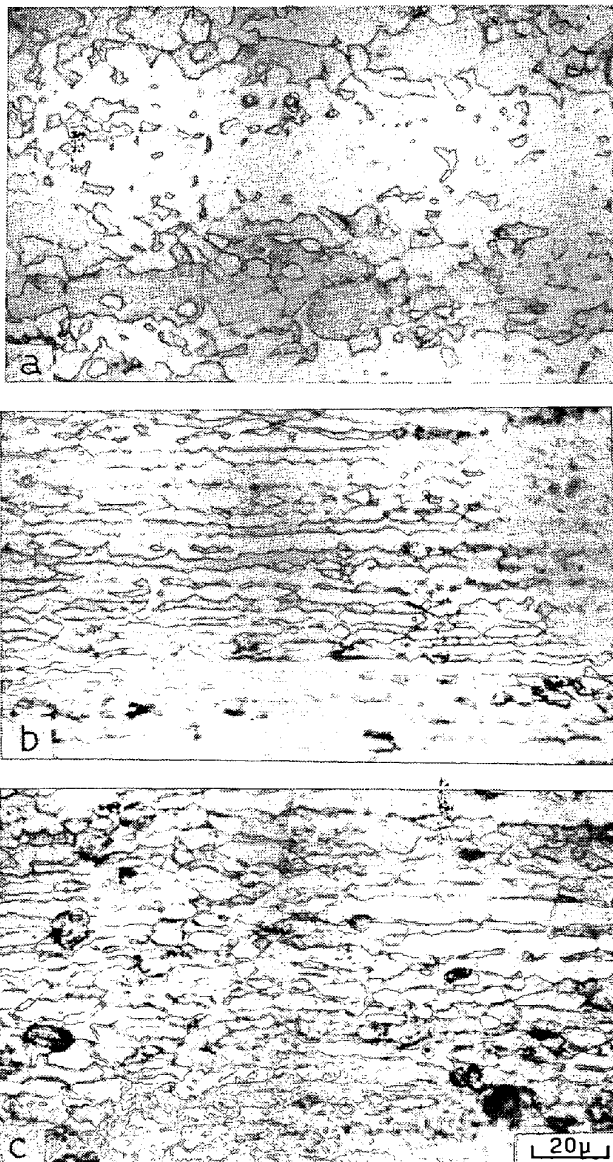


Photo. 1. Optical micrographs of annealed specimen observed on (a) rolling plane, (b) longitudinal section, and (c) transverse section.

均の割合は圧延面上で測定すると約 48% である。圧延面上の α 相および γ 相の結晶粒の平均の大きさは、ともに約 8μ である。Photo. 1 (b)が示すように α 相と γ 相は約 6μ の間隔で層状に並んでいる。

Photo. 2は焼なました試料中の γ 相および α 相の透過電顕写真である。各相中に観察される転位の数はい。

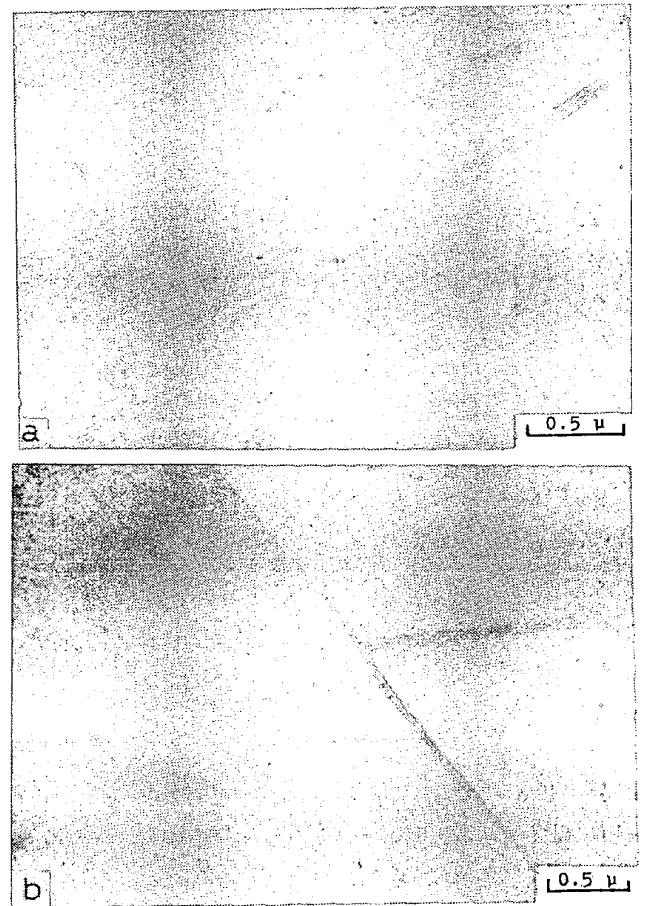


Photo. 2. Transmission electron micrographs of annealed specimen (a) γ phase, (b) α phase.

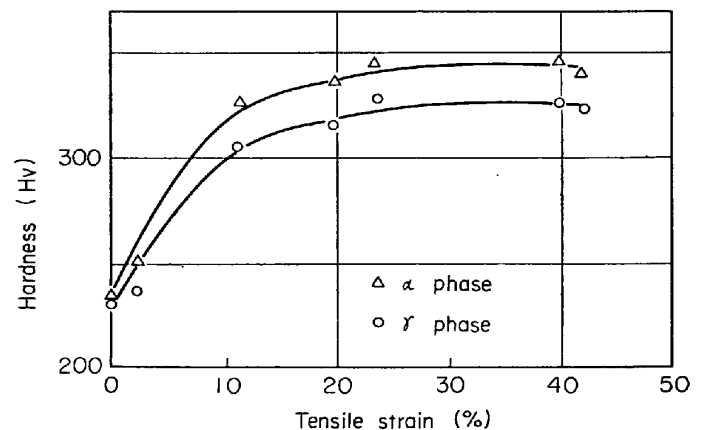


Fig. 2. Variation of hardness with tensile strain at room temperature.

Fig. 2 は、室温での α 相および γ 相のピッカース硬さの引張ひずみに対する変化を示す。焼なました α 相と γ 相のピッカース硬さはそれぞれ 236 と 232 である。各相のピッカース硬さは変形とともに増加していき、各引張ひずみでの α 相のピッカース硬さは γ 相の値よりも大きい。

以下、このような α 相および γ 相を含む試験片を低温域で引張つて得られた応力-ひずみ曲線、引張性質、加工誘発マルテンサイト変態およびその組織、破面観察などについて、それぞれの結果を述べる。

3.1 応力-ひずみ曲線

Fig. 3 は -196°C 、 -150°C 、 -102°C 、 -50°C 、 0°C および室温での公称応力-公称ひずみ曲線を示す。応力の値は引張荷重を初期断面積で割った値である。図は $\theta=0^{\circ}\text{C}$ の例である。 -196°C では変形初期で上降伏点が生じたのち応力は低下する。この応力の低下は試験片に観察される局部くびれに起因する。このとき加工誘発マルテンサイト変態が生じなかったならば、ひきつづき局部くびれが生じて試験片は破断するが、変形に伴うマルテンサイト変態の発生のために加工硬化の領域が試験片に生じた、つまりこの変態による硬化がはじまり、局部くびれの進展が阻止されて応力の上昇がしだいにあらわれてくることが認められた。 M_s 点での応力-ひずみ曲線の形状は 18-8 ステンレス鋼についても観察されている⁹⁾。最高荷重点に達すると γ 相は完全にマルテンサイト変態しており、この点付近であらたに局部くびれが生じて試験片は破断した。 -150°C と -102°C の応力-ひずみ曲線では -196°C の場合のような明確な降伏点は観察されなくて、加工硬化のない水平領域が 17% ひずみ程度までつづいたのち、わずかな応力の上昇が起こった。発生したマルテンサイト量は -150°C

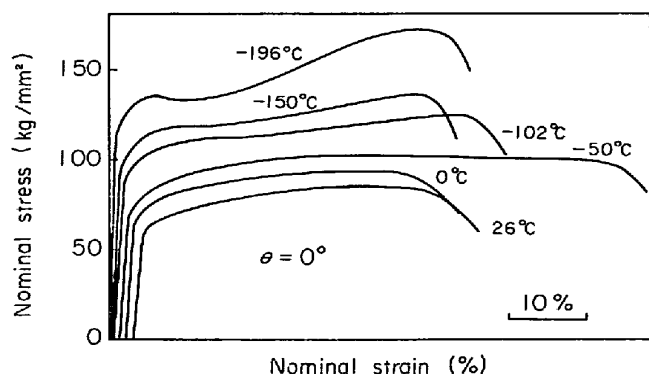


Fig. 3. Nominal stress-nominal strain curves of a two-phase stainless steel. Tensile axis is parallel to the rolling direction; $\theta=0^{\circ}$.

と -102°C で、それぞれ、40% と 46% であつた。いつぼう、 -50°C 、 0°C 、室温の場合、その応力-ひずみ曲線の形状は変態が生じない場合に得られる曲線の形状と類似していた。実際には、 -50°C の場合の変態量は 34% であつた。それに対して 0°C と室温の場合変態は生じていなかった。これらの温度での応力-ひずみ曲線では応力の上昇は小さく、局部くびれののち破断した。この局部くびれは破断伸びより 7~8% 小さい伸びで生じた。

他の試験片 ($\theta=45^{\circ}$, 90°) の応力-ひずみ曲線の形状は各温度におけるものとも $\theta=0^{\circ}$ の場合の形状に類似していた。

3.2 引張性質の温度依存性

試験片の集合組織に起因する異方性は破断伸び、引張強さ、0.2% 耐力などの性質にいちじるしい影響を与えた。

Fig. 4 は破断伸び、引張強さ、0.2% 耐力の温度に対する変化を示す。破断伸びは方向依存性を持ついずれの試験片も室温から $-22\sim-26^{\circ}\text{C}$ まで、ほとんど変化していないが、加工誘発マルテンサイトが生じた -50°C になると急激に上昇した。 -50°C 以下では温度の低下とともにしだいに減少した。とくに、 $\theta=90^{\circ}$ の場合 -50°C での伸びは他の試験片と比べて約 15% も低く、 $\theta=0^{\circ}$, 45° のように鋭い伸びのピークは生じなかった。

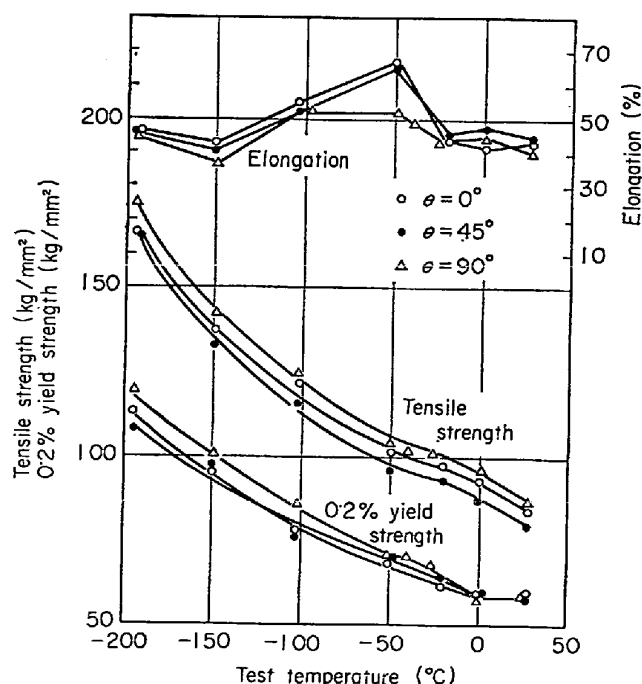


Fig. 4. Variations of fracture elongation, tensile strength and 0.2% yield strength with test temperature observed in three directions; $\theta=0^{\circ}$, 45° and 90° .

-102°C 以下では各試験片の伸びには差が少なかった。

各試験片の引張強さは M_d 点以下温度の低下とともに急激に増加し、その値は破断伸びが最小である $\theta = 90^\circ$ の場合において、試験した温度域にわたって最も大きい値になった。それに対して 0.2% 耐力も各試験片ごとに異なり、同様の傾向を示すが、室温から M_d 点まではほとんど温度による変化がないことが特徴的であった。

3.3 α' マルテンサイトの発生時期とその変態量

Fig. 5 は、 α' マルテンサイトが試験片にはじめて発生するときの引張ひずみ量を温度に対して示す。 M_s 点である -196°C では、 α' マルテンサイトが引張試験のために保温中すでに発生しているので、そのひずみ量は 0% であるとする。 α' マルテンサイトの発生時期は温度ごとに異なり、温度の低下とともにより低い引張ひずみ側に移った。-50°C, -102°C, -150°C でのひずみ量はそれぞれ 17%, 5%, 1% であり、 θ の異なる試験片での値には若干の散らばりがあった。 M_d 点でのひず

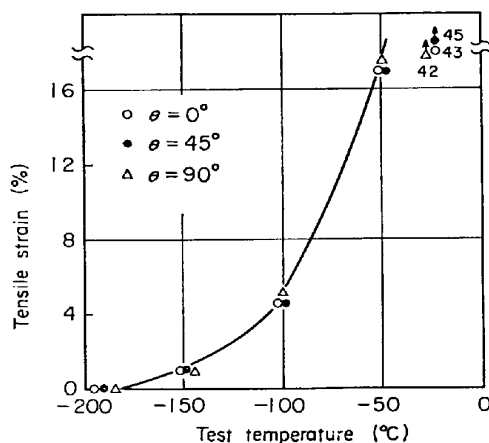


Fig. 5. Effect of test temperature on the tensile strain at which the martensite transformation initiates.

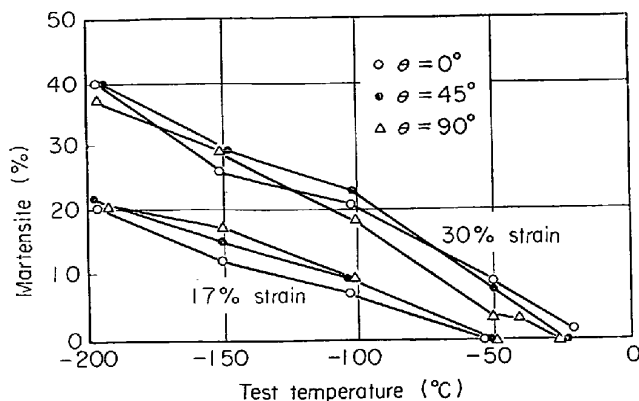


Fig. 6. Amount of martensite in specimens strained 17% and 30% at various temperatures.

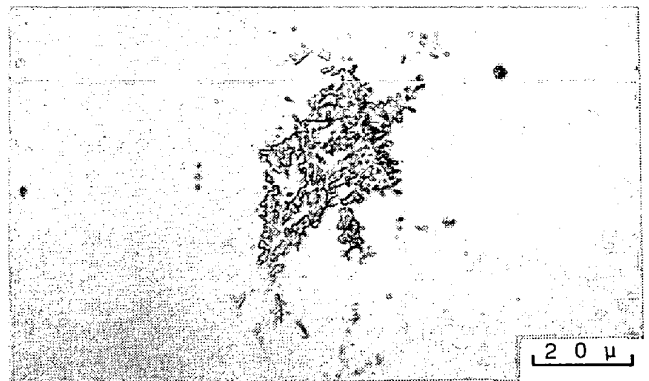


Photo. 3. Optical micrograph of specimen cooled to -196°C.

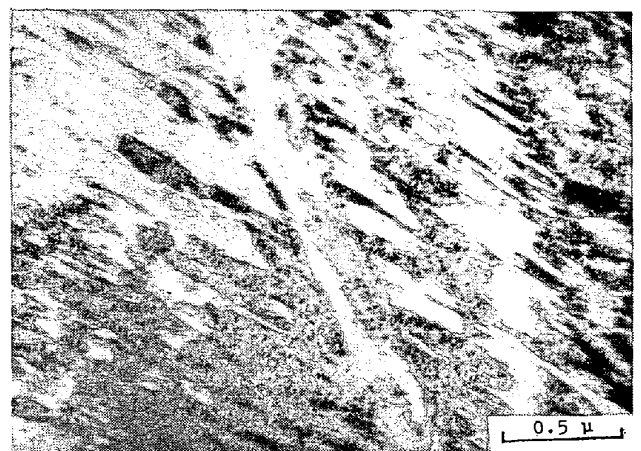


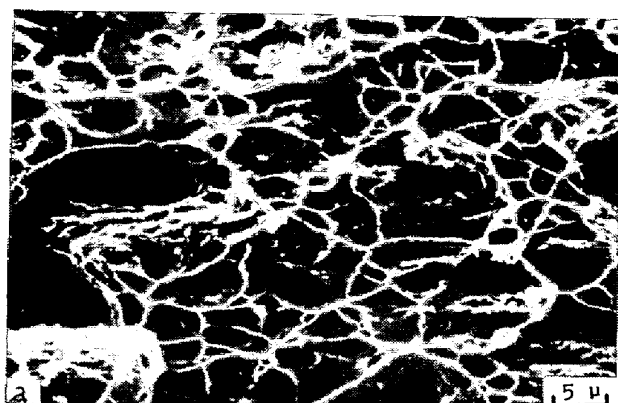
Photo. 4. Transmission electron micrograph of strain-induced martensite in two-phase stainless steel deformed at -196°C.

み量は図中に示したように 42% ($\theta = 90^\circ$), 43% ($\theta = 0^\circ$), 45% ($\theta = 45^\circ$) であり、破断前に α' マルテンサイトが生じた。

Fig. 6 は、17% ひずみと 30% ひずみで測定した α' マルテンサイト量の温度による変化を示す。マルテンサイト変態は塑性変形によつて誘発し、その変態量は変形量の増加とともに増加し、各変形量とも -196°C で最大となり、かつ温度の上昇とともに減少して M_d 点でゼロになった。同じ温度での変態量は同じ変形量を与えても各試験片ごとに相異が認められたが、一定の傾向が見出だせなかった。

3.4 マルテンサイト組織

Photo. 3 は、-196°C まで冷却した場合の光学顕微鏡観察による表面組織を示す。小さな葉状マルテンサイトが数多く集まったものが観察されたが、その他に 1 個の葉状マルテンサイトもあり、その量は面積で 2~3% 程度であった。Photo. 4 は、-196°C で破断まで変形したとき γ 相内に生じたラス状マルテンサイトの透過電顕写真である。-150°C, -102°C および -50°C でも、



(a) Dimple pattern. Fractured by 47% tensile strain at 0°C . $\theta = 45^{\circ}$.
 (b) Cleavage cracks. Fractured by 47% tensile strain at -196°C . $\theta = 0^{\circ}$.

Photo. 5. Microfractographs.

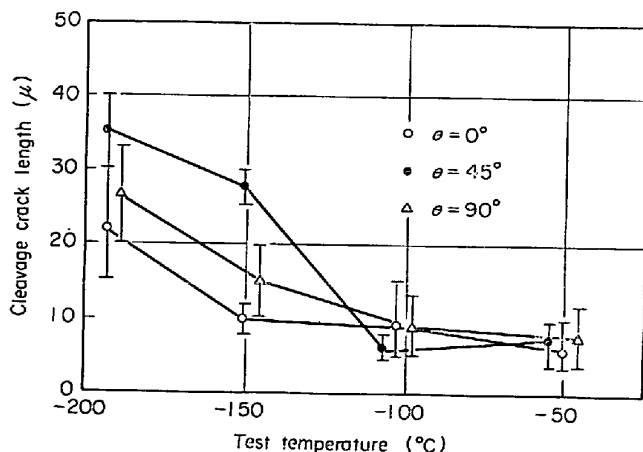


Fig. 7. Effect of test temperature on cleavage crack length on fracture surface.

-196°C と同様にラス状マルテンサイトが観察された。ラスの隣りあつた位置にラスが形成されており、ラスの幅はたかだか 0.2μ 程度であつた。

3.5 破面観察

塑性変形後、破断面に観察されるのは劈開クラックとディンプルである。劈開クラックは -196°C , -150°C , -102°C , -50°C で発生しており、ディンプルは試験し

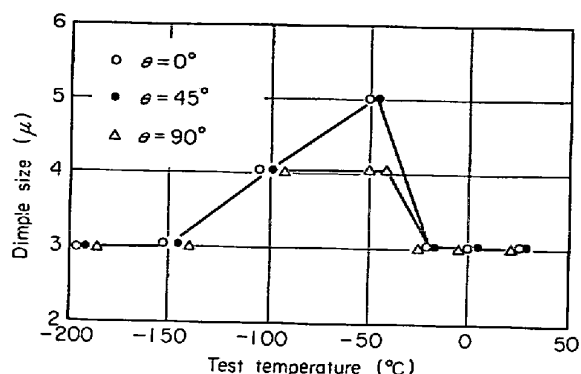


Fig. 8. Effect of test temperature on average dimple size on fracture surface.

た全温度域で観察された。

Photo. 5 (a), (b) は、それぞれ 0°C のディンプル ($\theta = 45^{\circ}$) と -196°C の劈開クラック ($\theta = 0^{\circ}$) の例である。両試験片とも破断伸びは 47% である。観察されたディンプルは大体等軸型であり、他の温度でも同じようなものが観察された。クラックは劈開クラックであると推定され、しかも Fig. 1 (b) の α 相の再結晶集合組織の主方位が (001) [110] であるので、 α 相の {001} 面に発生した劈開クラック¹⁰⁾であり、圧延面に平行に並んでいた。

Fig. 7 は、劈開クラック長さの温度に対する変化を示す。低温度域でのクラックは比較的長いものが観察された。たとえば、 $\theta = 45^{\circ}$ の試験片では -196°C での平均長さは約 35μ であり、4~5 個の α 相の結晶粒中に劈開クラックが存在する。 -102°C と -50°C での劈開クラックは平均長さとして約 8μ 程度であり、大体 1 個の α 相の {001} 面で発生していた。

Fig. 8 は、ディンプルの大きさの温度に対する変化を示す。プロットした点は測定したなかで最も数多く分布するディンプルの大きさを示す。この長さの測定は破断面において圧延方向と直交する方向に沿って行なつた。ディンプルの大きさは -50°C で最大となつてゐるが、これは $\theta = 0^{\circ}$, 45° の場合に顕著であり、いつぼう $\theta = 90^{\circ}$ の場合、その大きさは -102°C と -50°C で他の温度と比べてわずかに大きくなるにすぎなかつた。

4. 考 察

4.1 引張諸性質の方向依存性

試験片は Fig. 1 に示すように、 α 相と γ 相の両相について再結晶集合組織を持つてゐる。したがつて、各温度における引張性質 (Fig. 4), マルテンサイト変態量 (Fig. 6), 破断面に観察される劈開クラック長さ (Fig. 7) やディンプルの大きさ (Fig. 8) に対する方向依存

性が明らかであった。

破断伸びの場合、 -50°C を除いて各試験片間の値には大きな差がみとめられなかった。 -50°C での伸びの値は 0° , 45° , 90° の順に小さくなり、それぞれ 67%, 65%, 52% であった。塑性変形中にはマルテンサイト変態が生じているので、この変態が破断伸びに影響を与えていると思われる。そこで破断した試験片のマルテンサイト変態量を測定すると、この量は 0° , 45° , 90° の順に小さくなり、それぞれ 34%, 28%, 9% であった。

-196°C の場合、いずれの試験片も破断までに完全にマルテンサイト変態しており、 -150°C や -102°C では光学顕微鏡による表面起伏の観察や γ 相内の電顕観察によれば各試験片の γ 相内にも変態していない部分があった。

引張強さは、最高荷重点での応力に相当するので各温度とも、このひずみでは α' マルテンサイトが発生していることから、この値の大きさにも変態の寄与がある。 $\theta=90^{\circ}$ での値は、他の試験片と比べて、全温度域で最も大きかった。

0.2% 耐力は M_d 点以下温度の低下とともに増加しているが、引張強さのように明確な傾向はなかった。

劈開クラック長さは、 -196°C と -150°C で $\theta=45^{\circ}$ のとき最長となつていますが、さらに高い温度、 -102°C と -50°C での値は各試験片とも大体 8μ であった。

ディンプルの大きさは、 -50°C を除き各試験片において同じ値であるが、とくに $\theta=90^{\circ}$ の場合、 -50°C での値は他の試験片と比べて小さく、 4μ 程度だった。

以上のように、引張性質に対する方向依存性は実験値に現われており、この鋼の塑性変形中に生じるマルテンサイト変態の方向依存性に起因するものと考えられる。

4.2 加工誘発マルテンサイト変態と延性の関係

実験に供した 2 相ステンレス鋼では、 -50°C 以下で 17% より小さいひずみにおいて、加工誘発マルテンサイト変態が生じており、破断伸びは -50°C で最大となる。これは試験片の方向に関係しており、 $\theta=0^{\circ}$, 45° の方向の試験片で顕著にあらわれた。そこで、17% ひずみ以後 γ 相内に発生した α' マルテンサイト量をその後のひずみ量で除した値、 dM/de を求めてみた。ここで、 α' マルテンサイト量 M は、X 線的に求めた試験片の表面における値である。Fig. 9 は、 -50°C , -102°C , -150°C および -196°C での破断伸びと dM/de との関係を示す。温度が一定の場合、破断伸びは dM/de の増加とともに直線的に増加しており、両者の間には明確な関係がある。しかし、異なる温度での破断伸びの値は dM/de が大きくてもかならずしも大きくない。たとえ

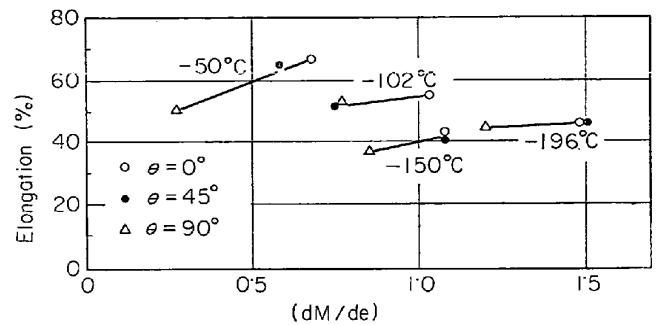


Fig. 9. Relation between (dM/de) and elongation at various temperatures.

ば、 $\theta=0^{\circ}$ の場合、 dM/de の値は、 $0.68(-50^{\circ}\text{C})$, $1.04(-102^{\circ}\text{C})$, $1.08(-150^{\circ}\text{C})$ と $1.48(-196^{\circ}\text{C})$ のように温度の低下とともに増加しているのに反して、破断伸びの値はそれぞれ 67%, 54%, 43%, 47% と小さくなっている。したがって、もうひとつの因子が破断伸びの大きさに影響を与えており、それは α' マルテンサイトの発生時期であると考えられる。

この発生時期は Fig. 5 によれば、破断伸びが最大である温度 -50°C では、17% ひずみまでの塑性変形後であるのに対して、破断伸びが小さい温度 -196°C では変形後すぐに α' マルテンサイトが発生する。 -50°C と -196°C とにおいて、 α' マルテンサイト発生後破断までの伸びは $\theta=0^{\circ}$ の試験片では、それぞれ 50% と 47% であり、変態後の伸びはほとんどかわらない。 α' マルテンサイトの発生時期は破断伸びの増加に寄与することがわかる。

-50°C においては、 $\theta=0^{\circ}$, 45° , 90° の順に破断伸びが低下していた。これは、引張軸方向とマルテンサイト変態の発生するせん断面（晶癖面）との関係から定性的に理解することができる。仮定として、 α' マルテンサイトの晶癖面は 18-8 ステンレス鋼の晶癖面 $\{225\}$ 面¹¹⁾ と同じであるとする。Fig. 1 (a) において $\{225\}$ 面は 6 個あるが、そのうちの最も強い 2.0 以上の、すなわち存在確率が最も高い $\{225\}$ 面を採用して、ステレオ投影図から引張軸方向とこの晶癖面との角度を求めると、 $\theta=0^{\circ}$ と 90° の場合、それぞれ 61° と 90° になる。これらの角度が 45° に近いほどマルテンサイト変態のためのせん断を生じやすいものと考えられ、その変態量は $\theta=0^{\circ}$ の場合に多くなることが定性的に推定できる。

また、この鋼の変態誘起塑性にひとつの特徴がみられた。J. A. HALL, V. F. ZACKAY と E. R. PARKER らは、Fe-Ni-C 合金（準安定オーステナイト系）の変態誘起塑性をしらべ、加工誘発マルテンサイトがある場合には、加工硬化率が増加することを観察している⁵⁾。本研

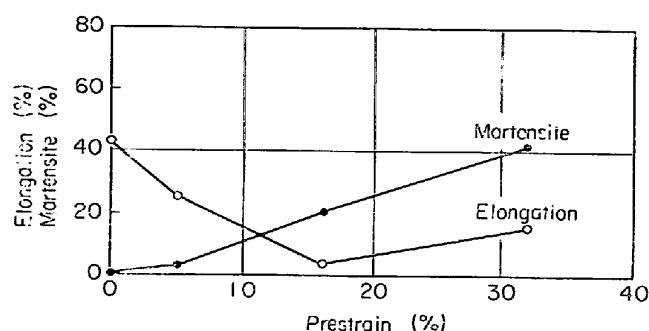


Fig. 10. Effect of various of prior deformation (0, 5, 17, 32% at -196°C) on amount of martensite and elongation in tensile specimens deformed to failure at room temperature, after prestrained at -196°C , $\theta=0^{\circ}$.

究に供した試料の場合、Fig. 3において破断伸びが最大となる温度、 -50°C で17%ひずみ以後マルテンサイトが生じて応力の上昇はみとめられず、それより低温域においてのみ加工硬化率の増大を認めた。J. A. HALL たちの実験は一定温度における実験にもとづいてのものであり、加工誘発マルテンサイトの加工硬化率への寄与は温度によることが明らかであり、透過電顕観察からそれは各温度で発生したラス状マルテンサイト内の転位密度の違いによると考えられる。

4.3 破壊様式と延性

試験した温度域では、 $(\alpha + \gamma)$ 混合組織の2相ステンレス鋼の破壊様式として劈開クラックとディンプルとが共存する温度とディンプルのみが観察される温度がある。劈開クラックが、 -196°C の破断試験片のフラクトグラフ (Photo. 5 (b)) において多数観察された。劈開クラックは α 相中に生じたものであるにもかかわらず、 -196°C での破断伸びは47% ($\theta=0^{\circ}$) もあった。

Fig. 10 は、 -196°C で前ひずみを与えたのち試験片を室温で破断まで引張つたときの破断伸びと -196°C で発生した α' マルテンサイト量を -196°C での前ひずみ量に対して示す。前ひずみ量は5%, 17%, 32%である。 α' マルテンサイト量は変形量の増加とともに増加する。このとき、 γ 相中の α' マルテンサイト量は前ひずみ5%, 17%, 32%の順にそれぞれ、4%, 22%, 42%であった。前ひずみ32%では、試験片中の γ 相は42%であったので、 γ 相は完全にマルテンサイト変態している。前ひずみ17%の試験片には、変態していない γ 相が存在しているので、劈開クラックは室温引張りで γ 相内に進展していき、試験片は3%ひずみののち破断したと考えられる。それに対して、前ひずみ32%の試験片では内部にクラックを含む α 相と α' マルテン

サイトが存在しているので、室温での変形はこれら2つの相によつてまかなわれるであろう。劈開クラックはFig. 7によれば、 -196°C で平均長さ 35μ 程度であり、またクラックの先端の α' マルテンサイトの存在がクラックの伝播を阻止していることが観察された。同様のことは、S. D. ANTOLOVICH も認めている¹²⁾。したがって、前ひずみ32%の試験片では、劈開クラックは室温での変形のもとで伝播しなくて、その変形量は18%である。つまり、この試験片の全伸びは50%となり、 -196°C での破断伸び、47%と同程度である。したがって、 -196°C や -150°C の低温域で試験片に、たとえ劈開クラックが生じて、 α' マルテンサイトがこの伝播を阻止し、 α' マルテンサイト自身、十分に塑性変形することが可能である。

ディンプルは、延性破壊した試料で観察されるものである。このディンプルは等軸型であるので、ボイドが外応力の方向に凝集したことがわかり、C. D. BEACHEM によれば¹³⁾、normal rupture に相当するものである。ディンプルの大きさはFig. 8のように温度によつて変化し、 -50°C で最大となり、 $\theta=0^{\circ}$, 45° で顕著に現われた。ディンプルの大きさの測定は延性破壊の評価に必要である。

5. 結 言

再結晶集合組織を持つ2相ステンレス鋼の低温変形挙動を検討して、次のような結果を得た。

(1) この鋼の引張性質 (破断伸び、引張強さ、0.2%耐力)、マルテンサイト変態量、破断面に観察された劈開クラックとディンプルの大きさには方向依存性があった。とくに、破断伸びや引張強さの値がいちじるしい影響をうけ、それは各試験片で塑性変形中に発生するマルテンサイト変態が集合組織の影響をうけるためである。

(2) 変態誘起塑性は破断伸びにいちじるしい影響を与え、その内容は単位ひずみあたりの α' マルテンサイト量と γ 相内のマルテンサイト変態の発生時期におけるひずみの双方によつて定まっていた。温度一定のとき、破断伸びは単位ひずみあたりの α' マルテンサイト量が大きいとき大きくなった。引張軸方向と α' マルテンサイトの $\{225\}$ 晶癖面とのなす角度が 45° に近いほど、 α' マルテンサイトが生じやすいので、 $\theta=0^{\circ}$ の試験片の伸びは $\theta=90^{\circ}$ の値よりも大きくなる。

破断伸びが最大となる温度 -50°C では、マルテンサイト変態が17%ひずみ以後生じて、応力-ひずみ曲線上で応力の上昇はなかつた。

加工誘発マルテンサイト変態では、ラス状マルテンサ

イトが生じており、このラスの幅は約 0.2μ であつた。

(3) 2相ステンレス鋼の破壊様式に影響を及ぼす因子として、 α 相内の挙動は注目しなければならない。 α 相の $\{001\}$ 面に発生する劈開クラック長さは試験した全温度のうちで -196°C で最長であり、 $\theta=45^{\circ}$ のとき平均長さは約 35μ であつた。 α' マルテンサイトの発生は劈開クラックの伝播の阻止に有効な働きをしており、低温領域での脆性挙動を示さなかつた。いつぼう、ディンプルの大きさは -50°C で最大となり、 $\theta=0^{\circ}$ と 45° で顕著にあらわれていた。

終わりに、本研究を行なうにあたり、試料の供試および引張試験片の作成の便宜をおはからいいただきました日本冶金株式会社川崎製造所研究部の小野山隆志氏に心から感謝いたします。

文 献

- 1) J. P. BRESSANELLI and A. MOSKOWITZ: Trans. ASM, 59 (1966), p. 223

- 2) V. F. ZACKAY, E. R. PARKER, D. FAHR, and R. BUSCH: Trans. ASM, 60 (1967), p. 252
- 3) H. SCHUMANN: Arch. Eisenhüttenw., 38 (1967), p. 647
- 4) 田村, 牧, 波戸, 油井: 金属学会誌, 33(1969), p. 1383
- 5) J. A. HALL, V. F. ZACKAY, and E. R. PARKER: Trans. ASM, 62 (1969), p. 965
- 6) M. J. DICKSON: J. Appl. Cryst., 2 (1969), p. 176
- 7) U. WOLFSTIEG: H. T. M., 27 (1972), p. 245
- 8) R. L. MILLER: Trans. ASM, 57 (1964), p. 892
- 9) J. M. MACADAM, G. W. GEILZ, and F. J. CROMWELL: Trans. ASM, 41 (1949), p. 609
- 10) 坂木, 中村: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 956
- 11) J. A. VERNABLE: Phil. Mag., 7 (1962), p. 35
- 12) S. D. ANTOLOVICH: Trans. Met. Soc. AIME, 242 (1968), p. 2371
- 13) C. D. BEACHEM: Fracture, ed. by H. LIEBOWITZ, 1 (1968), p. 332 [Academic Press]