

論 文

UDC 669.15'74'24'26-194.56 : 669.14.018.584 : 620.172-974 : 539.55-974

25Mn-5Cr-1Ni オーステナイト鋼の液体ヘリウム温度
における引張りおよび衝撃特性吉村 博文*・清水 高治*²・北島 一徳*³Tensile and Impact Properties of 25Mn-5Cr-1Ni Austenitic Steel
at Liquid Helium Temperature

Hirofumi YOSHIMURA, Takaharu SHIMIZU, and Kazunori KITAJIMA

Synopsis :

In order to examine the applicability of the 25Mn-5Cr-1Ni austenitic steel at cryogenic services, the tensile and impact properties of the steel were investigated at liquid helium temperature, and were compared with those of a typical austenitic stainless steel, SUS 304. The 25Mn-5Cr-1Ni steel exhibited, 0.2% proof stress (PS) of 103.5 kgf/mm², tensile strength (TS) of 183.3 kgf/mm² and elongation (EL) of 31.4% in tensile test, and impact energy absorption (vE) of 12 kg-m and lateral expansion (LE) of 1.0 mm in Charpy impact test. Pestrained and aged specimen also showed good toughness. The austenite phase in the steel was stable through the testing carried out in this work. 0.2% PS of the steel was approximately twice as high as that of SUS 304 and depended extremely on temperature; it increased with lowering temperatures. This can be considered due to the solid solution hardening of matrix by carbon, nitrogen etc., and also the grain refinement resulting from niobium addition. The discontinuity of the first stage in the plastic deformation region of the load-displacement curve was considered to be resulted from slip by extended dislocation with stacking faults. It was suggested that the serration of the following stage resulted from the formation and disappearance of the deformation twin and ϵ phase. The rate of deformation hardening was not large in this case. High TS of SUS 304 was considered to be due to the deformation hardening followed by the deformation induced martensite transformation. Both steels showed equally high dependence of TS on temperature. vE and LE decreased with lowering temperature. Nevertheless, the toughness of the 25Mn-5Cr-1Ni steel was kept high at liquid helium temperature, due to the stable austenite phase without any sign of martensite transformation. From the above results, it was shown that the 25Mn-5Cr-1Ni steel was applicable to cryogenic service.

1. 緒 言

一般に、実用オーステナイト (γ) 鋼は、18-8 ステンレス鋼や耐熱鋼などで知られるように、Ni 量、Cr 量とともに高くして耐食性、耐熱性を向上させたものが多いが、結晶構造が面心立方格子 (FCC) であるために低温脆性を示すことなく完全延性であり、また非磁性である。このようなことから、 γ 鋼は低温用鋼あるいは非磁性鋼として適用される場合が多い。これらの用途に対しては、構造物の設計上、熱膨張率を考慮する必要もあり、熱膨張率は小さいほど望ましく、例えばアンバー (Fe-36%Ni 合金) を使用する場合もある。しかし、こ

れは高価なものであるため、最近では、より安価でかつ熱膨張率の小さい低温用鋼あるいは非磁性鋼の要求が高まってきた。

このような背景から、著者らは、低温用、非磁性用を用途目的として、Ni の代わりに Mn, Cr を利用した γ 鋼について、組織、低温靱性、熱膨張率および磁性などの諸特性を系統的に調べた。その結果、Mn が熱膨張率を小さくすることを始めて明らかにし、低温靱性がすぐれ、非磁性で、かつ熱膨張率の小さい 25Mn-5Cr-1Ni 鋼を見いだした^{1)~3)}。

本報告では、この鋼および比較鋼種の SUS 304 (18-8 ステンレス鋼) について、液体ヘリウム (L He) お

昭和 55 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 55 年 8 月 4 日受付 (Received Aug. 4, 1980)

* 新日本製鉄(株)八幡製鉄所(現:光製鉄所) 工博 (Yawata Works, Now Hikari Works, Nippon Steel Corp., 3434 Shimada Hikari 743)

*² 新日本製鉄(株)八幡製鉄所 (Yawata Works, Nippon Steel Corp.)*³ 九州大学応用力学研究所 工博 (Research Institute of Applied Mechanic, Kyushu University)

および液体窒素 (L N₂) を用いて、極低温での引張りおよび衝撃特性を調べ、この鋼のこの温度域での適用可能性を検討するとともに、極低温であられるこれらの特性に関連した現象の考察を行った。

2. 従来の研究結果の概要

Ni を Mn で置換した Mn-Cr-Ni 系 γ 鋼は、ドイツでは 1930 年代に 8~12Mn-14Cr 鋼、米国では AISI 201, 202, Tenelon 鋼などがある⁴⁾⁵⁾。状態図的な研究では、室温における組織について研究され、これらの結果を総括すると、 γ 相 (ϵ 相も含む) を得るには、Cr 約 15% 以下の範囲で Mn 約 15% 以上が必要であるとしている⁶⁾⁷⁾。

著者らは、L N₂ 温度で γ 相 (+ ϵ 相) を示す成分領域は、Mn-Cr 成分状態図で、10Mn-10Cr と 20Mn-0Cr とを結ぶ線以上の成分であることを示し、この領域内で低温靱性がすぐれ、かつ熱膨張率の小さい成分鋼として 25Mn-5Cr-1Ni 鋼を選定し、これに Nb を添加し細粒化して強化したものを見いだした¹⁾²⁾。そして、これは L He 温度でも良好な靱性を示すことを明らかにした³⁾。

この研究の中で著者らは γ 鋼の強度、靱性に対する γ 結晶粒度依存性を調べ、細粒化は耐力を上昇させ、靱性を低下させることを明らかにし、これは完全延性である γ 相への、格子欠陥としての結晶粒界の導入によるものであるとの考え方を提案した。行方ら⁸⁾も、Mn-Cr 鋼および Mn-Cr-Ni 鋼で L He 温度での γ 相 (ϵ 相も含む) を得る成分領域を示し、Cr 15% 以下、Mn 20% 以上で得られるとしており、著者らの結果と一致している。

Fe-Mn 合金の M_s 点と M_d 点 (加工によるマルテンサイト変態開始温度) 間の広い温度範囲での引張において変態誘起塑性 (Transformation Induced Plasticity) 現象を見いだしている田村らの研究⁹⁾は、この系統の合金の低温での引張特性把握の上で大変興味深い。

最近これらの鋼を低温用および非磁性用に適用しようとする試みが活発になり、著者らの 25Mn-5Cr-1Ni 鋼

よりもさらに高 Mn、高 Cr のもの¹⁰⁾や、あるいは高 Cr-Ni 鋼に Mn を添加したもの¹¹⁾が研究されている。またこの系統の鋼の研究は、世界的にも急速に注目されつつある¹²⁾。しかしながら、著者らの研究を除けば、熱膨張率についてあまり明らかにされておらず、また L He 温度での極低温靱性など明らかにされていない。

3. 実験方法

供試材として、25Mn-5Cr-1Ni 鋼*の板厚 13 mm 鋼板および比較鋼として市販の SUS 304* の板厚 30 mm 鋼板を使用した。その化学成分を Table 1 に示す。

25Mn 鋼の供試材の製造工程は、まず鋼塊を 1200°C に加熱し、熱間圧延により板厚 13 mm とし空冷した。その後 1050°C で 1 h 溶体化処理後水冷した。この溶体化処理材の他に、鋼材の冷間加工後の特性を調べるために室温において、10% の予歪みを加えたものおよび予歪み + 250°C で 1 h 時効したものの合計 3 種類の供試材を準備した。

これら供試材について、L He および L N₂ を使用した極低温および室温での引張りおよび衝撃試験を行った。予歪みおよび予歪み + 時効材については、衝撃試験のみを行った。

引張り試験片とその治具の概略を Fig. 1(a) および (b) に示す。引張り試験片は供試鋼板の板厚 1/4 部より採取し、直径 2 mm で平行部 18 mm の丸棒型試験片とし、円筒形の治具に容易に取り付けうるようにした。衝撃試験片は、2 mm V ノッチシャルピー試験片で、フルサイズ (10 mm × 10 mm × 55 mm) およびサブサイズ (10 mm × 5 mm × 55 mm) の二種類を作製した。また、これらの試験片の試験中での温度変化をできるだけ小さくするために、これらを発泡スチロールとアルミホイルで包んだ。これについては、すでに前報³⁾で報告したので詳細は省略する。

* 記述簡略化のため 25Mn-5Cr-1Ni 鋼を 25Mn 鋼、また SUS 304 を 304 と記述することがある。

Table 1. Chemical composition of specimens used.

Steels	Plate thickness	Chemical composition (%)								
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Nb	N
25Mn-5Cr-1Ni	13 mm	0.15	0.25	24.50	0.026	0.005	1.09	5.08	0.050	0.110
SUS 304	30 mm	0.06	0.90	1.01	0.030	0.006	9.10	18.40	—	0.019

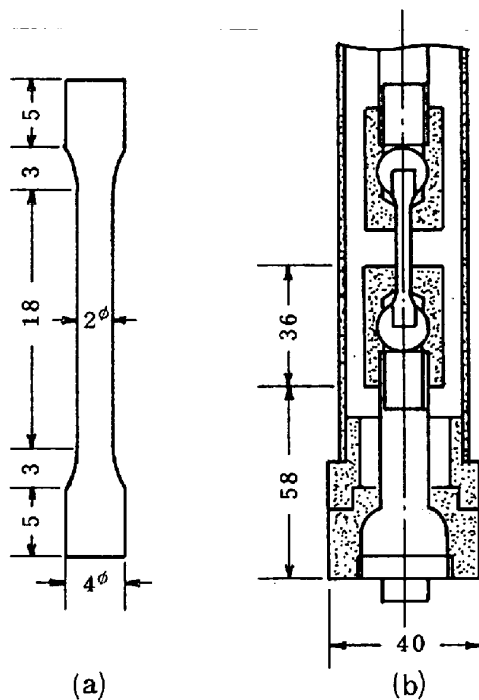


Fig. 1. Size of tensile test specimen and structure of jig. (Unit: millimeter)

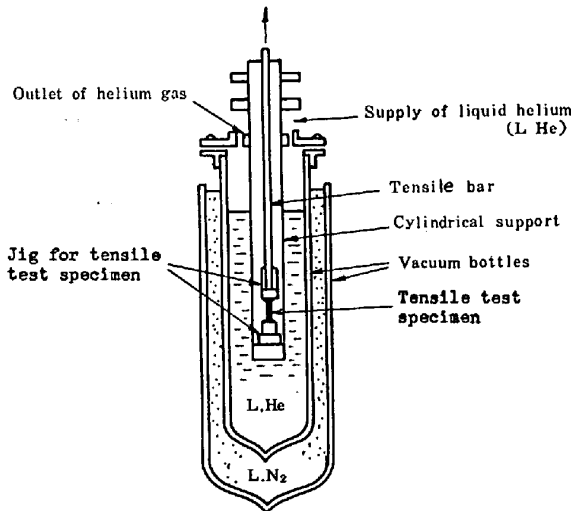


Fig. 2. Structure of cryostat for tensile test.

光学顕微鏡観察用試験片については、引張試験後の破断試験片を使用した。また透過電子顕微鏡観察用試験片には、さきの引張試験片では小さすぎて薄膜の作製が不可能であったため、厚さ 1 mm、幅 10 mm の平板型試験片を作製し、L N₂ 温度で引張つたものより作製した。

引張試験の試験片冷却用クライオスタットの構造を Fig. 2 に示す。クライオスタットは二重構造になっており、外側に L N₂、内側に L He の低温槽があり、L He 浴中にさきに示した引張試験片および治具 (Fig. 1) が入るような構造になっている。冷却の順序は、まず試験片および治具を装着し、内外低温槽に L N₂ を入れ、試

験片および治具を L N₂ 温度まで予冷し、しかるのち内槽のみ L N₂ をとりだし、He ガスで置換し、できるだけ早く L He を注入した。内槽が L He 温度に達するまでには、注入する L He はガスとなつて発散するので、これは風船に捕集した。このようにして、L He を満たして 30 min 間静置し、L He 温度まで冷却された試験片を引張速度 0.5 mm/min で試験し、荷重-変位曲線をえがき、これより 0.2% 耐力 (PS)、引張強さ (TS) および伸び (EI) をもとめた。

衝撃試験については、前報³⁾ で報告した方法と全く同じ方法で、Fig. 2 の引張試験時に用いたクライオスタットを使用し、内槽に He ガスを媒体とする試験片室を設け、さきに示した試験片を挿入できるようにした。試験片を冷却し 30 min 間保持後取り出して、シャルピー衝撃試験を行い、衝撃吸収エネルギー (vE) および横膨出量 (Lateral Expansion: LE) を測定した。

L N₂ を使用しての低温および室温での引張および衝撃試験も、ほぼ同じ方法で行つた。

各々の試験後の試験片破断部について、フェライトスコープ*を用いて、マルテンサイト (α') 量の測定を行い、試験前後での α' 相生成の有無を調べた。

光学顕微鏡組織の観察は、倍率 500 倍で行つた。電子顕微鏡組織の観察は、倍率 17 000 倍で行い、組織内の相の確認は、適時電子回折により行つた。

4. 実験結果

4.1 引張特性

(1) 荷重-変位曲線

25 Mn 鋼の L He 温度における荷重-変位曲線を Fig. 3 に示す。まず弾性域で荷重は 250 kgf まで直線的に上

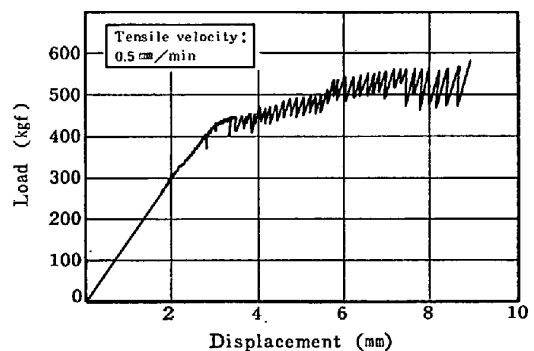


Fig. 3. Load-displacement curve of 25Mn-5Cr-1Ni steel at liquid helium temperature.

* γ 相に α もしくは α' 相が生成すると強磁性を示す特性を利用して、 α もしくは α' 相を定量する装置で、本実験では Helmut Fisher GmbH 社 (西独) 製を使用した。試験片破断面に測定端子 (先端直径約 1mm) をあてて測定し、その精度は $\pm 1\%$ である。

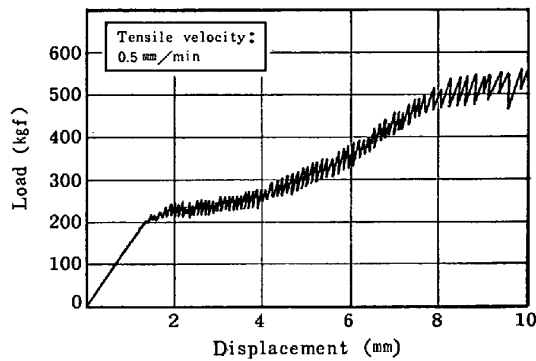


Fig. 4. Load-displacement curve of SUS 304 at liquid helium temperature.

昇し、それに次いできわめてわずかな不連続性がみられ、そして 300 kgf で顕著にあらわれる。0.2% の歪みでの応力、すなわち 0.2% 耐力(PS)は 103.5kgf/mm²を示し、これよりこまかい振幅でセレーションがあらわれ、荷重が加わるとともに振幅は大きくなり、荷重約 570 kgf, 引張強さ(TS)にして 183.3 kgf/mm²で破断した。破断後の伸び(EI)は、31.4%であった。また試験片破断部での α' 量を調べたが全く検出されなかった。

この 25Mn 鋼の引張特性について注目すべき点は、非常に高い 0.2% PS を示し、塑性変形域の初期で、わずかの不連続性を示し、しかるのちセレーションを示しながら、比較的小さい勾配で加工硬化し破断に至ることである。

304 の L He 温度における荷重-変位曲線を Fig. 4 に示す。荷重は約 170 kgf までほぼ直線的に上昇し、これよりこまかい不連続性があらわれて変形し、0.2% PS は 53.7 kgf/mm² を示し、さきの 25Mn 鋼よりもかなり低い。これよりセレーションを伴いながらその振幅も次第に増して加工硬化する。そして荷重 565 kg, TS にして 181.7 kgf/mm², そのときの EI は 41.1% で破断した。この試験片破断面での α' 量を測定すると約 35% 検出された。

この 304 の引張特性について注目すべき点は、さきの 25Mn 鋼に比べ、0.2% PS が低く、しかも塑性域でセレーションを伴いながら加工硬化し、この加工硬化の割合が大きく、高い応力で破断すること、そして EI も大きくかつ α' 変態をともなっていることである。

(2) 引張特性の温度依存性

試験温度による引張特性の変化を Fig. 5 および Fig. 6 に示す。まず 0.2% PS について、25Mn 鋼は低温になるほど高くなり温度依存性が大きい。これに対して 304 は L N₂ の -196°C までほとんど上昇せず、L He

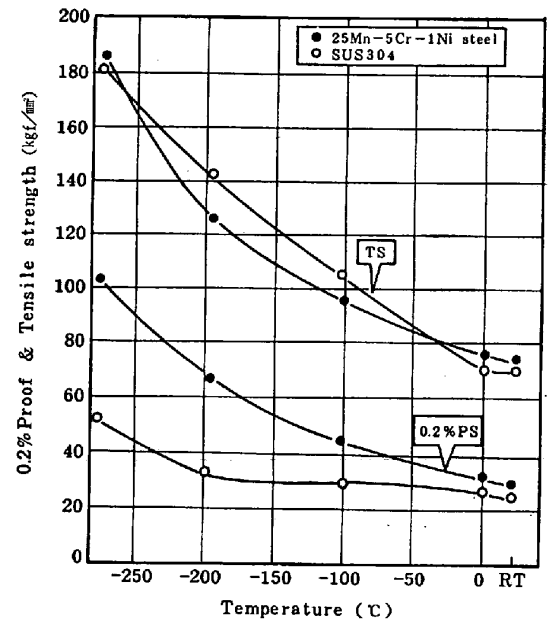


Fig. 5. 0.2% proof and tensile strength of 25Mn-5Cr-1Ni steel and SUS 304 at various low temperatures.

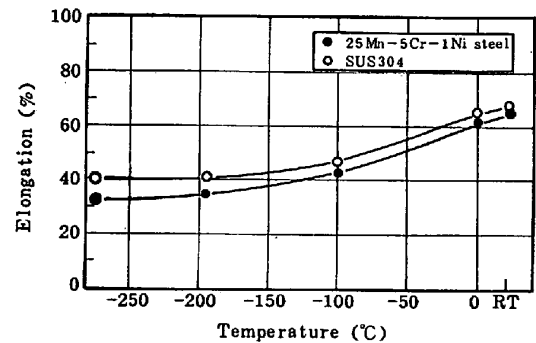


Fig. 6. Elongation of 25Mn-5Cr-1Ni steel and SUS 304 at various low temperatures.

の -269°C になつてはじめて上昇し、全般的に 25Mn 鋼の場合に比べて温度依存性が小さい。

TS については、両者とも低温になるほど高強度化し、温度依存性は大きい。室温では 25Mn 鋼の方が 304 よりも高い値を示しているが、-100 および -196°C では逆になり、また L He では室温のときと同じように、25Mn 鋼の方が高くなっている。

各温度での試験片破断後の α' 量は、25Mn 鋼では全くあらわれなかったのに対して、304 では室温で約 5%、-100°C および -196°C でもつとも多く約 50% あり、さらに低温の L He 温度では約 35% でやや少なくなっている。これは TS の温度依存性において、304 では -100°C、-196°C で TS がかなり高い値を示していることと対応がつく。

EI の温度依存性は、25Mn 鋼および 304 とともに、低温になるにしたがい低下するが、25Mn 鋼の方が低下の



(I) 25Mn-5Cr-1Ni steel (II) SUS304 10 μ

Photo. 1. Optical microstructures of broken tensile test specimens in (I) 25Mn-5Cr-1Ni steel and (II) SUS 304 at liquid helium temperature.

割合がやや大きい。

なお両鋼種の L N₂ 温度での荷重-変位曲線の形態は L He 温度の場合に類似しているが、ただ L N₂ 温度ではセレーションはみとめられなかつた。

(3) 変形様相

L He 温度において引張つた 25Mn 鋼および 304 の引張試験片破断部近傍の光学顕微鏡組織を Photo. 1 に示す。

まず 25Mn 鋼では結晶粒径が 10~15 μ でかなり細粒であり、また結晶粒内には変形による条が多く観察され、積層欠陥エネルギー (Stacking Fault Energy: SFE) の低い γ 鋼の典型的な変形組織を示している。

一方 304 では、 γ 粒界がやや不鮮明であるが、粒径は 30~40 μ であり、前者に比べてかなり大きい。この結晶粒内で多くの条がみられ、変形組織を示しているが、25 Mn 鋼の場合に比べて、条以外に細かい別の相らしき組織 (例えば、Photo. 1 (II) の←印部) がみられ、これは α' 相によるものかと思われる。

透過電子顕微鏡組織の観察は、3項で述べたように、L He 温度での引張試験片については小さくて、薄膜が作れないため、行っていない。その代わりに L N₂ 温度で 0.2%、3% までのおおの引張つた試験片および破断まで引張つた試験片の破断部近傍より薄膜を採取したものについて行つた。その組織を Photo. 2 に示す。

まず 25Mn 鋼 (I) の 0.2% 引張歪み (a) の場合では、粒界から転位が増殖されてきている様子がみられ、その転位が拡張して、積層欠陥 (SF) を伴っている。これが引張変形の初期における様相である。3% 引張歪み (b) では転位密度が高く、さらに粒界より SF が発生してこれらの混合組織を示している。さらに引張破断した試験片

における組織 (c) では、転位密度はきわめて高くかつ多くの条が観察された。これは Photo. 1 (a) の光学顕微鏡組織でみられた条と対応するものと考えられる。この部分の制限視野電子回折像の解析の結果、試料面に垂直に生成した変形双晶および稠密六方 (hcp) 構造を有する ϵ 相であることがわかつた。

304 (II) について、0.2% 引張歪み (a) の場合では、粒界より転位が増殖されている様子がみられ、さらに転位が拡張して SF になる傾向がみられるが、さきの 25Mn 鋼に比べてその傾向がやや少ないようである。3% 引張歪みでは、25 Mn 鋼の場合のように SF、 ϵ 相などによると思われる条も多くみられたが、(b) に示すように、すべり面上に密に集積した転位配列もかなりの視野で観察された。そして SFE がかなり低いために Planar 構造¹³ を呈している。引張破断した試験片における組織 (c) では、転位密度は高く、変形双晶、 ϵ 相の他に α' 相が確認された。この α' 相は、内部の転位密度が高く、形状は針状を示している。

4.2 衝撃特性

試験温度による衝撃特性の変化を Fig. 7 に示す。

25Mn 鋼では、vE および LE ともに低温になるにつれて低下するが、L He 温度近傍でも vE はフルサイズ試験片で約 12 kgf·m、サブサイズ試験片で約 5 kgf·m、LE はいずれもほぼ 1 mm を示している。しかも破断面はいずれも完全な延性を示し、フェライトスコープによる α' 相も全く検出されなかつた。

304 では、温度の低下による vE および LE の低下は少なく、L He 温度近傍でも vE はフルサイズ試験片で約 20 kgf·m、LE は 1.5 mm を示している。破断面も完全な延性を示しているが、 α' 相が約 40% も認めら

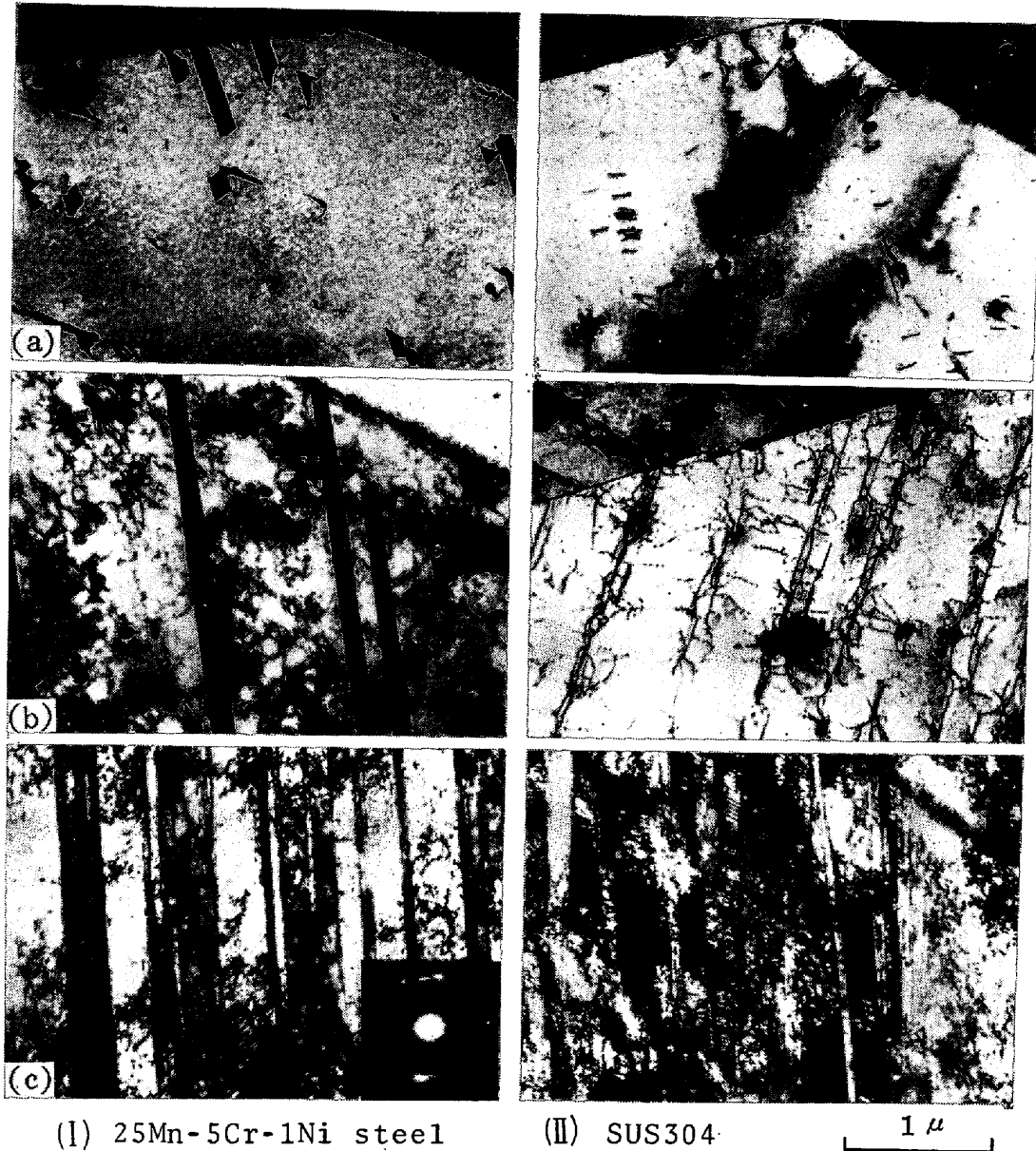


Photo. 2. Transmission electron microstructures of tensile test specimens in (I) 25Mn-5Cr-1Ni steel and (II) SUS 304.

れた。

25Mn 鋼を室温で予歪みおよび予歪み +250°C で時効した場合の L He 温度近傍(-250~-253°C)での衝撃特性は、Fig. 8 に示すごとく、 vE はサブサイズ試験片で約 4 kgf·m を示し、若干の低下はみられるもののその割合はきわめて少ない。また試験片破断面で α' 相は全く検出されなかつた。

5. 考 察

5.1 荷重-変位曲線と変形様相

本実験における γ 鋼の極低温における荷重-変位曲線には、二つのタイプがあることが確認された。すなわち

25Mn 鋼の場合(Fig. 3)のように、弾性歪みから降伏へと移行し、比較的小さい勾配でセレーションを伴いながら塑性変形し破断するものと、304 の場合(Fig. 4)のように降伏後塑性変形域でセレーションを伴いながら大きな加工硬化を示し、しかるのち破断する、二つのタイプである。説明上前者を I のタイプ、後者を II のタイプとする。これらのタイプの変形様相については、L N₂ 温度で引張試験した試験片の透過電子顕微鏡組織変化(Photo. 2)を参考にして考察した。

まず I のタイプについて考察する。25Mn 鋼は、弾性域より、しだいに不連続性を示しながら降伏点(ここでは 0.2% PS)に達し、0.2% PS は 103.5 kgf/mm² と高

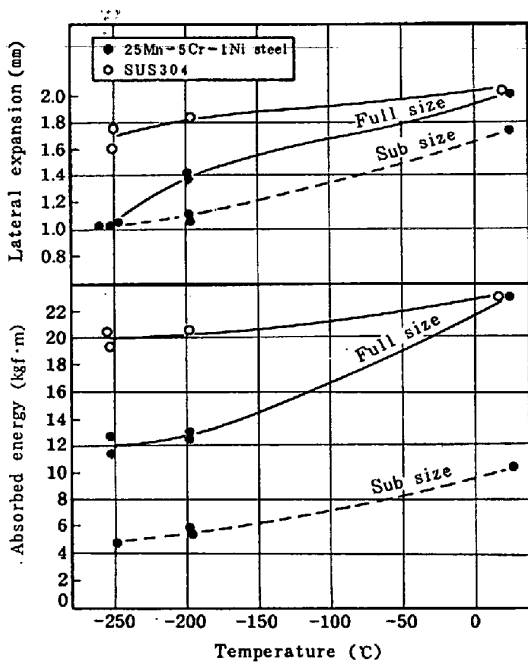


Fig. 7. Charpy impact properties of 25Mn-5Cr-1Ni steel and SUS 304 at various low temperatures.

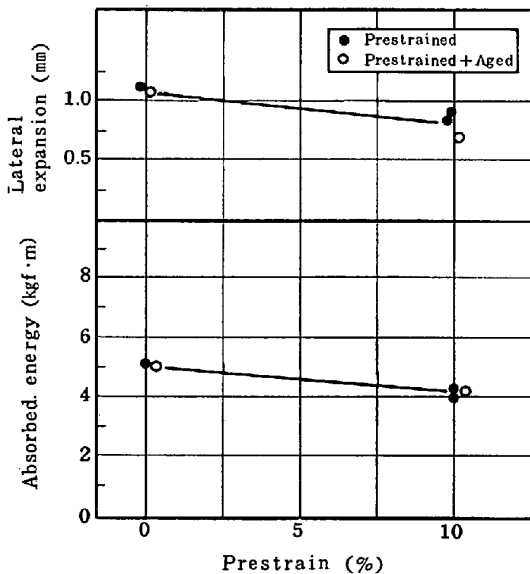


Fig. 8. Charpy impact properties of prestressed and aged specimens in 25Mn-5Cr-1Ni steel specimen size: sub-size).

い値を示している。0.2% PS は、例えば室温では、 $0.2\% PS = \sigma_0 + Kd^{-1/2}$ ($\sigma_0: 7.5 \text{ kgf/mm}^2$, $K: 2.75 \text{ kgf/mm}^2 \cdot \text{mm}^{-1/2}$, d : 結晶粒径 (mm))¹⁾ であらわされるように、マトリックスの強さと結晶粒径に依存する。

マトリックスの強さは、C, Nなどの固溶硬化によるものと考えられる。また結晶粒径については、この 25 Mn 鋼は Nb を添加して細粒化しているために、10~15 μ である (Photo. 1 (a))。この細粒化によつて室温

での 0.2% PS が高くなることが明らかにされている¹⁾ ことから、この考え方が極低温の場合にも適用できるものと考えられる。

荷重-変位曲線において降伏後塑性変形域に入つてから、その初期に、曲線にこまかい不連続性がみられ、その後はつきりとしたセレーションを示しながら、比較的小さい勾配で加工硬化する。この初期の不連続性をともなつた変形は、Photo. 2 I-(a) から判断して、SFをともなつた拡張転位によるすべりに起因するものと考えられる。さらにセレーションについては、その発生原因について、(1) α' 変態による、(2) 双晶変形による¹⁴⁾、(3) 変形による断熱的発熱による¹⁵⁾などが従来考えられてきているが、少なくとも 25 Mn 鋼の場合、変形後も α' 相は検出されていないことから、これは双晶変形および ϵ 変態 (Photo. 2 I (b~c)) など部分転位の移動による SF 生成を伴つた変形 (以下これを SF 変形と呼ぶことにする) が関係しているものと考えられる。上田ら¹⁶⁾は、双晶の生成間隔が大きいほど、セレーションの振幅が大きくなると報告しており、本実験における現象はそれに類似している。降伏後の SF 変形では、加工硬化はあまり大きくない。それは、一般に γ 相の変形機構においても双晶変形によつては加工硬化は大きくないとされている¹⁷⁾ ことから容易に推定される。しかし、ここでは SF 変形に関して、さらに次のような機構も考えうることを提案する。すなわち、破断後の組織 (Photo. 2 I (b-c)) にみられるように、L N₂ 温度では SF、双晶、 ϵ 相が局部的にかなり密に生成されている。一般に温度が下がれば、SF 変形はさらにすすむものと考えられる。したがつて、L He 温度になれば、これら SF、双晶、 ϵ 相が、より密に生成するものと考えられる。このような変形様相と荷重変位曲線であられるセレーションとが、どのような関係にあるかは、さらに検討を要するが、著者らは次のような考えをもっている。著者の一人は、Fe-Ni-C 合金の α' 相内に密に存在する変態双晶が、加工によつて消滅する現象を見いだしている¹⁸⁾。この現象と同じように、本実験の場合も密に存在する SF が、さらに変形された場合、SF の一部が、かえつて解消されること、すなわち双晶の消滅 (Detwinning) および ϵ 変態の逆変態 ($\epsilon \rightarrow \gamma$) が起こりうると思われ、これがセレーション発生に関与しているのではないかと考えている。

この変形では、まず $\{111\}_\gamma \langle 112 \rangle$ 方向の剪断変形をともなう SF が、 $\{111\}_\gamma$ の各原子面に一枚ずつ積み重なることによつて双晶が、また一原子面おきに積み重なることによつて ϵ 相がおのおのできる。さらに同じ剪断

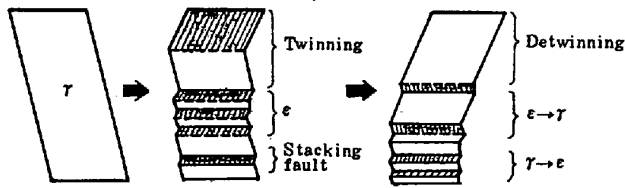


Fig. 9. Schematic illustration in the formation and disappearance of deformation twin and ϵ -phase by plastic deformation.

方向に、部分転位が移動することによって剪断変形がおこれば、SFは解消して結晶構造は元の状態に戻りうる (Detwinning と $\epsilon \rightarrow \gamma$)。この変形過程は、SF変形において結晶学的には可能なものである。この過程を模式的にあらわしたのが Fig. 9 である。これら双晶と ϵ 相の生成と消滅がくり返されれば、降伏後の加工硬化もそれほど大きくないものと考えられる。

以上が SFE の低い、しかも変形中 α' 変態を伴わない場合の γ 鋼の変形様相であると考えられる。

次に II のタイプについて考察する。304 の 0.2% PS は、53.7 kgf/mm² と、さきの 25Mn 鋼の場合に比べてかなり低い。この場合にも、さきの考え方と同じように、0.2% PS はマトリックスの強さ、結晶粒径に依存すると考えられる。

304 は、さきの 25Mn 鋼よりも合金総量が少なく、C 量、N 量もかなり低い。このことから固溶硬化が小さいために、0.2% PS が低く、かつ温度依存性も小さいものと考えられる。また 304 は Ni がかなり含まれているから SFE もやや高くなり¹⁹⁾、組織中に SF が生成するが、その割合はさきの 25Mn 鋼に比べると少ないようである (Photo. 2II-(a~c))。一般に SFE の高い高 Ni 鋼 (例えば 70Ni 鋼など) は、低温になつても PS はあまり高くない²⁰⁾ 傾向をもっており、この場合もこれに類似している。

304 の PS が低いもう一つの理由に、結晶粒径の大きさがある。粒径は 30~40 μ であり、さきの 25Mn 鋼に比べるとはるかに大きい。これも PS を低くしている理由の一つである。

降伏後セレーションを伴いながら塑性変形し破断に至るが、この間高い加工硬化率と、より大きな伸びを示す。すなわち荷重-変位曲線で、低い PS を示し、高い TS を示せば、おのずから EI は大きくなる。加工硬化率が高く、EI が大きいのは、破断した試験片において約 35% の α' 相が検出されたことおよび組織観察の結果 (Photo. 2II-(c)) から推定して、 α' 変態による加工硬化の増大と変態誘起塑性によるもの⁹⁾ と考えられる。この場合のセレーションの発生も、前述のごとく、SF 変形

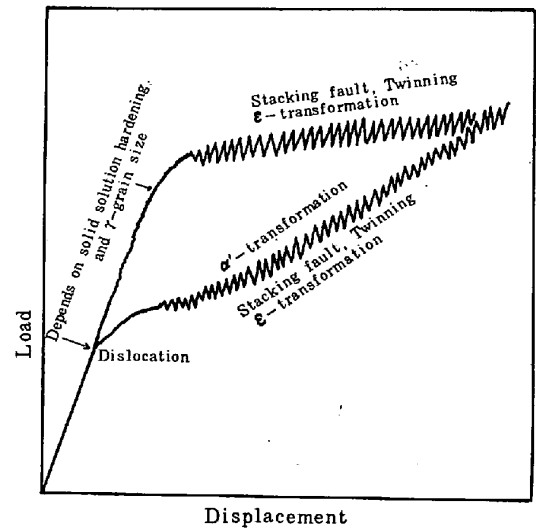


Fig. 10. Schematic illustration of relationship between load-displacement curve and deformation mode in austenitic steel.

が関与しているものと考えられる。破断後の α' 相の量は、 $-100 \sim -196^\circ\text{C}$ の場合の方が、L He 温度の場合よりもやや多い。これは α' 変態のノーズ (nose) がこの温度領域にあるものと考えられ、TS が $-100 \sim -196^\circ\text{C}$ で 25Mn 鋼のそれよりも高くなっていることと対応がつく。

以上が、本実験における変形中に $\gamma \rightarrow \alpha'$ 変態を伴う場合の変形様相である。

このように、 γ 鋼の変形様相は、固溶硬化、結晶粒径、変形欠陥の形態および α' 相の生成が相互に作用し合ってきたものである。このような考えで、本実験における γ 鋼の荷重-変位曲線とこれら変形様相との関係を模式的に図示すると Fig. 10 のようになる。

25Mn 鋼の L He 温度での引張特性をもとにして、これを極低温での使用に供する実用上の可能性についてみると、極低温になつても安定した γ 相を示し、完全延性であることから適用可能性は十分あると考えられる。

5.2 靱性

25Mn 鋼では、低温になるほど強度は上昇し靱性は低下する。もとの結晶粒径が小さく、格子欠陥としての結晶粒界が多く存在すれば、それだけ靱性に対して不利である¹⁾。しかしながら、L He 温度で vE が 10 kgf·m 以上、LE で 1.0 mm 以上 (シャルピー衝撃試験片のフルサイズにおいて) を示せば、低温構造物としての使用に対する許容値としては十分といえる。例えば ASTM 規格の極低温用鋼 9% Ni 鋼では、 $vE_{-196} \geq 3.5 \text{ kgf}\cdot\text{m}$ 、 $LE \geq 0.38 \text{ mm}$ が要求されているが、このような観点からも十分な値である。また予歪みおよび予歪み+時効後

の極低温靱性もほとんど変わらないことから、この鋼を極低温域に適用することは、実用上十分可能であるといえる。

304 は PS が低いだけ靱性は高い。Ni が高いたけマトリックスの靱性が高い他に、結晶粒径が大きいために、それだけ格子欠陥としての結晶粒界が少なく靱性に対して有利である。さらに塑性変形域において α' 変態を伴い衝撃エネルギーを吸収し、 vE の低下も少なく、LE も高いものと考えられる。

6. 結 論

25Mn-5Cr-1Ni オーステナイト鋼について、極低温における引張および衝撃試験を、従来の代表的オーステナイト鋼である SUS 304 と比較しながら行い、極低温におけるこれらの現象について考察し、この温度域における本供試鋼の適用の可能性について検討した。その結果をまとめると次のようになる。

(1) 25Mn-5Cr-1Ni オーステナイト鋼の引張試験において、0.2% 耐力 103.5 kgf/mm²、引張強さ 183.3 kgf/mm²、伸び 31.4% がえられ、衝撃試験では吸収エネルギー約 12 kgf·m、横膨出量 1.0 mm 以上がえられた。さらに室温における予歪みおよび予歪み+時効後においてもマルテンサイト相は検出されなかつた。このことからこの鋼の極低温での適用は十分可能であるといえる。

(2) 引張試験において、0.2% 耐力は SUS 304 のそれより約 2 倍近く高く、それはマトリックスの固溶硬化、さらに結晶粒径が小さいことによると考えられる。荷重-変位曲線において、降伏後の変形では、その初期に不連続性が見られるが、これは積層欠陥をともなつた拡張転位によるすべり変形によると考えられ、その後に見られる明瞭なセレーションは、双晶および ϵ 相の生成と消滅によるものとの考えを示した。

(3) SUS 304 は、0.2% 耐力は低いが、引張強さは、25Mn-5Cr-1Ni 鋼とほぼ同じ値で高い。これは降伏後の変形において、マルテンサイト変態による加工硬化が大きいとめと考えられる。

(4) 衝撃試験においては、低温になるほど吸収エネルギーおよび横膨出量は低下の傾向を示すが、これは 0.2% 耐力が高くなるためと考えられる。一方 SUS 304 は低温になつても低下しない。これは、0.2% 耐力が低いこと、変形中のマルテンサイト変態により加工硬化率および伸びが大きいこと、衝撃エネルギーの吸収があるためと考えられる。

本研究遂行にあたり、研究データの解析に御助言御指導をいただきました京都大学、田村今男教授に厚く御礼申し上げます。また実験遂行に際して御協力いただいた新日本製鉄(株)生産技術研究所矢田浩氏および技術開発部山田直臣氏に深く感謝の意を表します。

文 献

- 1) 吉村博文, 山田直臣, 矢田 浩, 本間弘之, 伊藤 悌二: 鉄と鋼, 61 (1975) 3, p. 321
- 2) 吉村博文, 清水高治, 山田直臣: 鉄と鋼, 65 (1979) 9, p. 1434
- 3) 吉村博文, 清水高治, 矢田 浩, 北島一徳: 鉄と鋼, 65 (1979) 6, p. 681
- 4) J. J. HEGER: ASTM Special Report Publication (1965) 369, p. 54
- 5) V. F. ZACKAY, J. F. CARLSON, and P. L. JACKSON: Trans. ASM, 48(1956), p. 509
- 6) W. O. BINDER, R. FRANKS, and J. THOMPSON: Trans. ASM, 47(1955), p. 231
- 7) H. SCHUMANN: Arch. Eisenhüttenw., 38(1967), p. 647
- 8) 行方二郎, 東耕一郎: 鉄と鋼, 5(1980), S355
- 9) 田村今男, 牧 正志: 鋼の強靱性(1971), p. 183
- 10) 藤倉正国, 加藤哲男: 鉄と鋼, 64 (1978) 14, p. 2195
- 11) 石川圭介, 丸山典夫: 鉄と鋼, 65 (1979) 2, p. 219
- 12) J. W. MORRIS JR., S. K. HWANG, K. A. YUSHCHENKO, V. I. BELOTZERKOVETZ, and O. G. KVANSNEVSKII: Fe-Mn Alloys For Cryogenic Use; A Brief Survey of Current Research, Advances in Cryogenic Engineering, ed. by K. D. TIMMERHAUS, R. P. REED, and A. F. CLARK 24 (1978), p. 91 [Plenum Press, New Yorks]
- 13) P. R. SWAN and J. D. NUTTING: J. Inst. Metals, 90 (1961~62), p. 133
- 14) 福島英二, 後藤 昭: 日本金属学会誌, 39(1975) 2, p. 182
- 15) Z. S. BASINSKI: Proc. Roy. Soc. London. Series A, 240(1957), p. 229
- 16) 上田修二, 綿引純雄, 藤田広志: 日本金属学会誌, 39(1975) 11, p. 1160
- 17) 例えば, 高村仁一: 日本金属学会報, 12(1973) 8, p. 505
- 18) 田村今男, 吉村博文, 岩崎宣博, 茨木正雄: 日本金属学会誌, 28 (1964) 12, p. 820 または Memo. Inst. Scien. Indust. Res. Osaka Univ., XXII (1965), p. 41
- 19) 藤倉正国, 加藤哲男: 鉄と鋼, 64(1978) 8, p. 1179
- 20) 西 武史, 本間弘之, 藤本六郎, 緒方雅人: 溶接学会全国大会講演概要, 第 17 集 (昭和 50 年秋期大会), p. 36