

冷間圧延した 32 Mn-7 Cr 鋼の極低温における
強度と靱性由利 哲美*・長井 寿*²・石川 圭介*²Strength and Toughness of Cold-rolled 32 Mn-7 Cr Steel at Cryogenic
Temperatures

Tetsumi YURI, Kotobu NAGAI and Keisuke ISHIKAWA

Synopsis:

The effects of cold-rolling on strength and toughness at 4 K were investigated for a high manganese steel, 32 Mn-7 Cr steel. The yield strength at 4 K was 1 118 MPa for the unrolled steel and was increased to 1 379 MPa and 1 786 MPa for the 20 and 40% cold-rolled steels, respectively. However, the elongation and the reduction of area were decreased with an increase in reduction ratio. Especially, the elongation was significantly decreased. The Charpy absorbed energy and the fracture toughness were also decreased markedly. The decrease in toughness by cold-rolling was due to the formation of subcrack and "flat brittle facet" in the fractured surface. The subcrack was caused by intergranular failure, and the flat brittle facet is believed to be produced mainly by intergranular failure and partly by twin boundary failure.

Key words: high manganese steel; cold-rolling; liquid helium temperature; strength; toughness; intergranular failure.

1. 緒 言

核融合炉, MHD 発電機, リニアモーターカー等の超電導利用機器に使用される極低温構造材料には厳しい低温特性が要求される。これまで主にオーステナイト系ステンレス鋼である SUS 304, SUS 316 系が使用されているが, 我が国で開発された極低温用高マンガン鋼がそれらを上回る性質を有する材料のひとつとして検討されている。

その理由としては, オーステナイト系ステンレス鋼より強度が高い, 低 Ni である, 非磁性であるなどがあげられる。特に非磁性という点では, 超電導マグネットによる強い磁界にさらされる環境で使用する場合, 渦電流の発生に基づく磁気損失および磁束の攪乱防止の観点から非磁性であることが望ましいとされている¹⁾。

SUS 304, SUS 316 系鋼では, 極低温で塑性歪みを受けるとマルテンサイト変態し強磁性相が生じることがある²⁾。それに対して含有量 25~30% 以上の高マンガン鋼では, 77 K で塑性歪みを加えても α' マルテンサイ

トはほとんど生成せず, また Mn 35% 以上では ϵ マルテンサイト(常磁性)の生成もきわめて少なく安定なオーステナイト (γ) 組織を有している³⁾⁴⁾。また, Mn 添加による常磁性相の透磁率低下の効果⁵⁾もあり, 優れた磁気的性質が期待される。

しかしながら, 有力な固溶強化元素である Ni を添加せず Mn, N による強化だけでは強度的には限界があると考えられる。他の置換型固溶強化元素として考えられる, Cr, Mo の増量は σ 相等の析出を促進しかえつて靱性を損ねる危険もある⁶⁾⁷⁾。

強度を上げる他の方法としては, 加工強化が考えられる。高マンガン鋼は, 積層欠陥エネルギーが低い⁸⁾ため加工強化はより効果的な方法となる可能性がある⁹⁾。しかし, 加工強化による強化では靱性の低下が懸念される。だが, 小川ら¹⁰⁾によると 18 Mn-16 Cr 鋼に冷間圧延を施しても, わずかな靱性の低下はあるが高強度化ができると報告されている。

そこで高マンガン鋼のひとつである Ni 無添加の 32 Mn-7 Cr 鋼において, 極低温における機械的性質にお

昭和 62 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 63 年 1 月 25 日受付 (Received Jan. 25, 1988)

* 金属材料技術研究所 筑波支所 (Tsukuba Laboratories, National Research Institute for Metals, 1-2-1 Sengen Tsukuba 305)

*² 金属材料技術研究所 筑波支所 工博 (Tsukuba Laboratories, National Research Institute for Metals)

よばず冷間圧延の影響を調べたので報告する。

2. 供試材および実験方法

2.1 供試材

供試材として日本製鋼所製 32 Mn-7 Cr 鋼を用いた。供試材は 10 t 鋼塊を分塊圧延後 1 150°C で板厚 30 mm に熱間圧延し、1 020°C × 2 h 保持後水冷の溶体化処理を施されたものである。化学成分を Table 1 に示す。

2.2 実験方法

Fig. 1 に示すように熱間圧延方向と同方向に、圧延率 20% および 40% の冷間圧延を行った。冷間圧延を行わないものは 0% として示す。試験片は、圧延方向に平行な方向 (L 方向もしくは L-T 方向) と垂直方向 (T 方向もしくは T-L 方向) とから採取した。冷間圧延を行ったものは、垂直方向のみ試験片を作った。なお、試験片採取方向の表示は ASTM E 399¹¹⁾による。

0% 冷間圧延材については、室温 (293 K)、液体窒素温度 (77 K)、液体ヘリウム温度 (4 K) において引張試験、シャルピー衝撃試験を行った。破壊靱性試験は 4 K でのみ行った。また、冷間圧延を行ったものについては 4 K での引張試験、シャルピー衝撃試験および破壊靱性試験を行った。

(1) 引張試験

引張試験は平行部長さ 20 mm、平行部径 3.5 mm の丸棒引張試験片を用い、インストロン型引張試験機により初期歪み速度約 $1.66 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ で行った。

(2) シャルピー衝撃試験

シャルピー衝撃試験は JIS4 号の 2 mmV ノッチシャルピー試験片を用いた。4 K での試験は、緒形ら¹²⁾

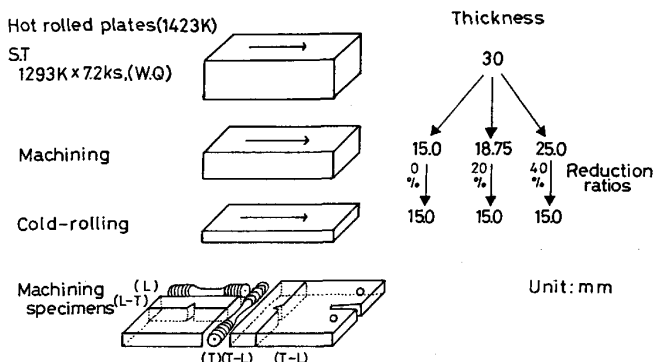


Fig. 1. Preparation procedures of test pieces.

Table 1. Chemical composition of 32 Mn-7 Cr steel used in this study in weight percent.

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Al	N	Fe
0.14	0.60	31.58	0.022	0.006	0.23	7.04	0.04	0.012	0.133	Bal.

によつて考案された経済的かつ簡便な方法で行った。

(3) 弾塑性破壊靱性試験¹³⁾⁻¹⁵⁾

試験片は、ASTM の規格に準拠した 1/2 TCT 試験片および 1 TCT 試験片 (0% 圧延材のみ) を用いた。疲労予き裂は、 K_{max} を $37 \text{ MPa}\sqrt{m}$ 以下の条件で室温にて導入し、最終的に試験片幅の約 60% の長さとした。

弾塑性破壊靱性値 (J_{IC}) は、複数個試験片による Rカーブ法および単数個試験片による除荷コンプライアンス法により求めた。複数個試験片による Rカーブ法にはインストロン型引張試験機を用い、また、単数個試験片による除荷コンプライアンス法には MTS 社製油圧式サーボ試験機を用いた。なお、 K_{IC} (J) は次式より換算された値である。

$$K_{IC}(\text{J}) = \sqrt{J_{IC} \cdot E} \quad E: \text{ヤング率}$$

(4) 組織観察および破面観察

腐食液に 5% ナイタル液などを用いた光学顕微鏡での組織観察、走査型電子顕微鏡 (SEM) による破面観察、また、透過型電子顕微鏡 (TEM) による微視組織観察も併せて行った。

3. 実験結果

3.1 光学顕微鏡組織

光学顕微鏡による各冷間圧延材各面の組織写真を Photo. 1 に示す。冷間圧延率が 20%、40% と増すごとに結晶粒は圧延方向に引き延ばされかつ押しつぶされている。また、0% 冷間圧延材には変形帯は見られないが 20%、40% と冷間圧延率が増すごとに変形帯が多く観察されるようになる。

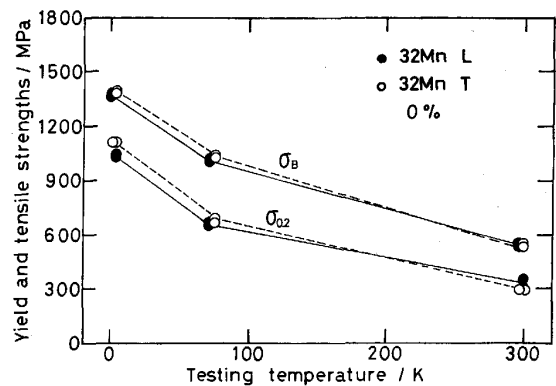


Fig. 2. Temperature dependence of yield and tensile strengths for as-received materials.

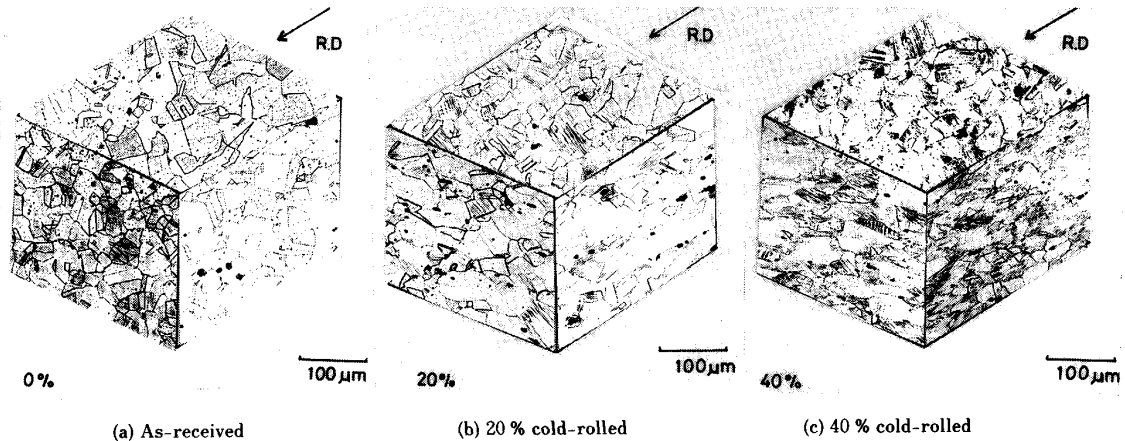


Photo. 1. Optical micrographs of cold-rolled specimens.

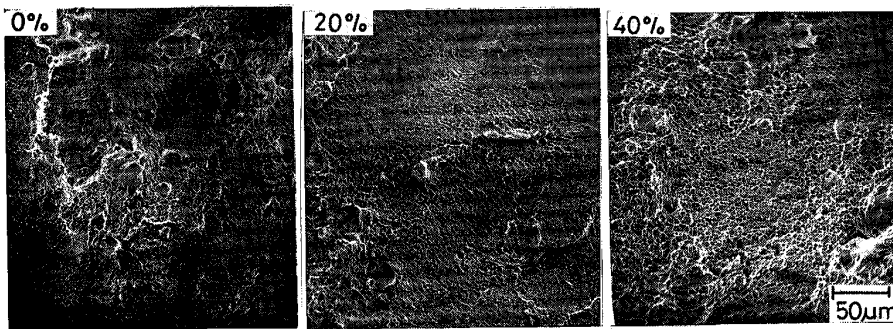


Photo. 2. SEM fractographs of fractured surface of tensile test specimens for 0%, 20% and 40% cold-rolled steels tested at 4K.

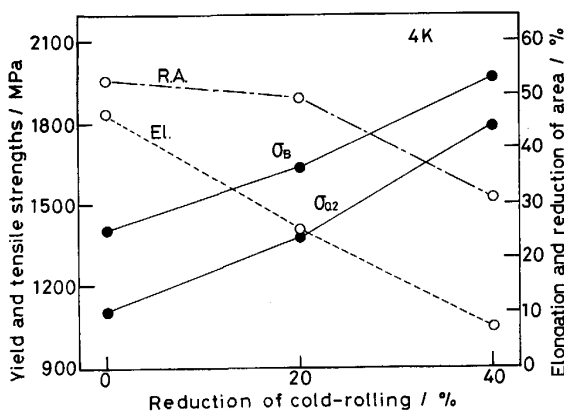


Fig. 3. Effect of cold-rolling on tensile properties at 4K.

3.2 引張試験

3.2.1 引張特性

0% 冷間圧延材 (L方向, T方向) における引張特性の温度依存性を Fig. 2 に示す。降伏強さおよび引張強さは試験温度の低下とともに上昇しており、4 K における降伏強さは T 方向で 1118 MPa である。

冷間圧延材 (T方向) の 4 K における引張特性を Fig. 3 に示す。冷間圧延率の増加とともに降伏強さおよび引張強さは上昇しているが、伸びおよび絞りも低下

している。降伏強さは 20% 冷間圧延材では 1379 MPa、さらに 40% 冷間圧延材では 1786 MPa と高強度化している。冷間圧延を行っていない 0% 冷間圧延材と比較して 20% 冷間圧延材で 261 MPa (約 23%)、40% 冷間圧延材では 668 MPa (約 60%) 上昇しており、小川ら¹⁰⁾の 18 Mn-16 Cr 鋼の結果と上昇率は同程度である。伸びは、20% 冷間圧延材で 25% と 0% 冷間圧延材の約 1/2 に低下し、40% 冷間圧延材では 7% とさらに低下している。絞りについては、20% 冷間圧延材で 50%、40% 冷間圧延材で 31% となっている。特に、伸びの低下が顕著であるが、各冷間圧延材とも局在せん断型変形で破断していた。

3.2.2 引張破断面の走査電顕観察

各冷間圧延材の 4 K での引張試験後における破面の SEM 写真を Photo. 2 に示す。冷間圧延率が増すごとにディンプルは微小になっているが、いずれも延性的な破壊様相を示すディンプルで覆われており、冷間圧延率の違いによる破壊様相の大きな変化は見られない。

3.3 シャルピー衝撃試験

3.3.1 シャルピー吸収エネルギー (CVN)

各冷間圧延材 (T方向) の 4 K における CVN は、Fig. 4 中に示されている。20% 冷間圧延材で 37 J と急

激な低下が見られ、0% 冷間圧延材の値の約 1/4 程度となっており、さらに 40% 冷間圧延材で 16 J と低下している。なお、0% 冷間圧延材の値は別の方法で求められた値³⁾とよく一致している。

3.3.2 衝撃破断面の走査電顕観察

各冷間圧延材の 4 K での試験後における破面の SEM 写真を Photo. 3 に示す。0% 冷間圧延材の破面は等軸ディンプルとなつてゐるが、20% 冷間圧延材および 40% 冷間圧延材ではディンプル破面に混在して平坦な脆性的破面が観察される。この平坦な脆性的破面の出現が、冷間圧延材における CVN の低下と対応している。

3.4 弾塑性破壊靱性試験

3.4.1 J_{IC} 値

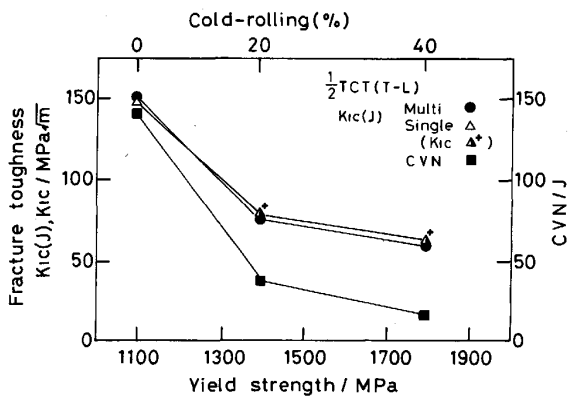


Fig. 4. Relation between yield strength and toughness, Charpy absorbed energy at 4K for cold-rolled materials.

冷間圧延材では板厚に制約があり 1/2 TCT 試験片のみしか採取できなかったため、冷間圧延を行っていない 0% 冷間圧延材で 1/2 TCT 試験片、1 TCT 試験片による試験片サイズおよび試験法の影響を調べた。その結果、試験片サイズの小さい 1/2 TCT 試験片の方が J_{IC} は若干高い値となつたが、試験法による違いはほとんどない。若干の寸法効果が認められることがわかつたが、ここでは 1/2 TCT 試験片による値をもつて以下論ずることとする。

各冷間圧延材 (T 方向) の 1/2 TCT 試験片を用いた複数個試験片による 4 K の $J-\Delta a$ 曲線を Fig. 5 に示す。冷間圧延率が増加するにつれて J_{IC} は低下している。0% 冷間圧延材の J_{IC} は 116 kJ/m² であるが、20% 冷間圧延材は約 1/4 の 31 kJ/m²、さらに、40% 冷間圧延材は

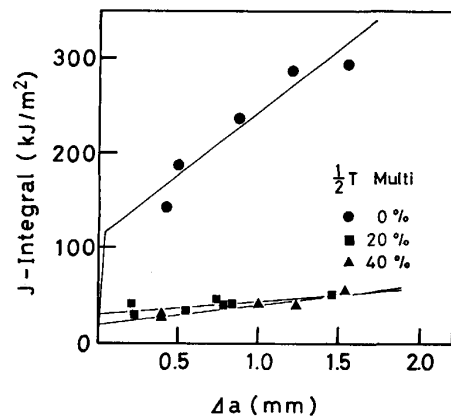


Fig. 5. R curves for 0%, 20% and 40% cold-rolled steels tested at 4K.

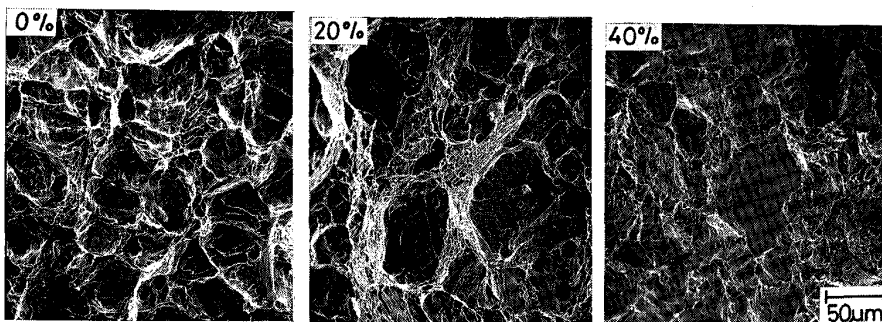


Photo. 3. SEM fractographs of fractured surface of impact test specimens for 0%, 20% and 40% cold-rolled steels tested at 4K.

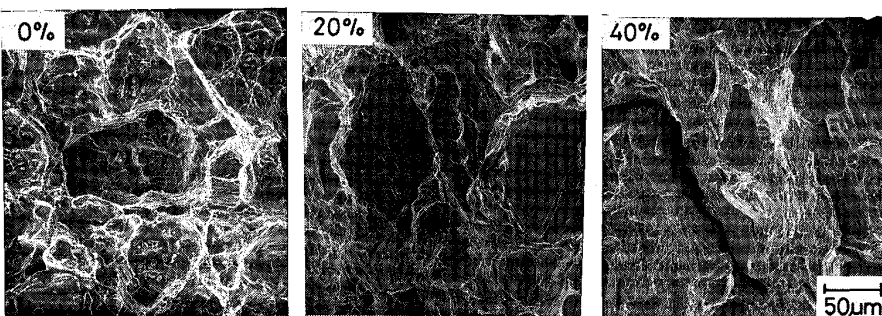


Photo. 4. SEM fractographs of fractured surface of compact tension specimens for 0%, 20% and 40% cold-rolled steels tested at 4K.

19 kJ/m² となっている。

各冷間圧延材の 4 K における K_{IC} (J) および CVN を降伏強さの関数としてプロットしたものを Fig. 4 に示す (図中に示す Δ^+ 印は, ASTM E 399 によつて得られた Valid K_{IC} である。しかし, この値は Fig. 5 の結果より換算した K_{IC} (J) とよい一致を示す)。冷間圧延率の増加とともに降伏強さは上昇してゆくが, それとは逆に K_{IC} (J) は低下しており, 20% 冷間圧延材では 0% 冷間圧延材の約 1/2 の $77 \text{ MPa}\sqrt{m}$, 40% 冷間圧延材では $60 \text{ MPa}\sqrt{m}$ となっている。

3.4.2 CT 破面の走査電顕観察

各冷間圧延材の 4 K における CT 破面の SEM 観察を行つたが, ストレッチゾーンは明確には認められなかつた¹⁶⁾。Photo. 4 は, Stable crack growth 部の SEM 写真である。冷間圧延を行っていない 0% 冷間圧延材の破面は, やはりシャルピー衝撃破断面同様等軸ディンプルとなっているが, 20% および 40% 冷間圧延材の破面には等軸ディンプル破面に混在し一部に平坦な脆性的

破面が観察される。また, 圧延面に平行なサブクラックも観察される。破壊靱性値の低下は, 平坦な脆性的破面とこのサブクラックの出現と対応している。

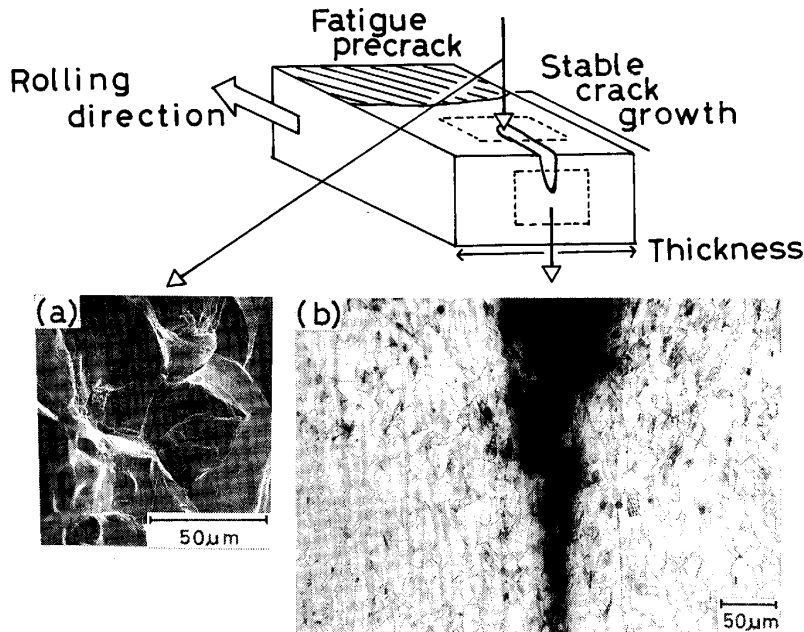
4. 考 察

本鋼における 20% および 40% 冷間圧延材 (T 方向) の靱性の低下は CT 破面に観察されるサブクラック, シャルピー衝撃破断面および CT 破面に観察される平坦な脆性的破面の出現と対応している。そこでこのサブクラックと平坦な脆性的破面について考察を行つた。

(1) 圧延面に平行なサブクラック

J_{IC} 試験中の Stable crack growth 部に見られたサブクラックについて検討を行つた。Photo. 5 に 20% 冷間圧延材のサブクラック内部の SEM 写真 (a), その部分を垂直に切断した横断面の組織写真 (b) を示すが, これらよりサブクラックは粒界破壊であることがわかる。

また, サブクラックが粒界破壊であることは以下の追試の結果からも再確認される。すなわち, サブクラック



(a) SEM micrograph (b) Optical micrograph

Photo. 5. Intergranular fracture observed at subcrack in stable crack growth part for 20% cold-rolled steel tested at 4K.

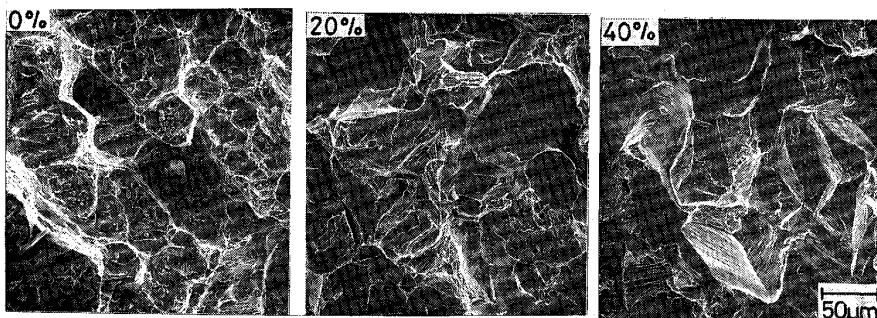


Photo. 6. SEM fractographs of fractured surface of parallel to rolling plane for cold-rolled steels.

は圧延面に平行であるが、Photo. 6 はその面がき裂面 (S面) となるように 4K において各冷間圧延材を破壊させた時のそれぞれの SEM 写真である。0% 冷間圧延材の破面は、やはりシャルピー衝撃破断面同様等軸ディンプルで覆われているが、20% および 40% 冷間圧延材の破面はほとんどが粒界破面となっており、サブクラックが粒界破壊であることが確認される。

また、S面がき裂面となる CT 試験片 (S-L および S-T 方向) の 4K における 0% 冷間圧延材の K_{IC} (J) は、 $99 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ と T-L 方向の約 2/3 であり明らかな異方性が見られ、本鋼における S-L および S-T 方向は T-L 方向より脆弱になっていることもわかった。Photo. 7 に試験後の CT 破面における Stable crack growth 部の SEM 写真を示す。全体は等軸ディンプルとなっており、介在物が多く観察される。介在物の量

は T-L 方向の試験片での破面と比べてかなり多い。この介在物は EDAX (エネルギー分散型 X 線分析装置) による分析によると、小さな球状のものは Al, Si, Ca 酸化物系、また、平たく押しつぶされたようになっているのは MnS 酸化物系である。0% 冷間圧延材の S 材における低い靱性値は、これらの介在物による靱性劣化と考えられる¹⁷⁾¹⁸⁾。

以上より、圧延面に平行な面は材料溶製時に混入した介在物が多く存在することによりもともと脆弱となっているが、冷間圧延によつてさらに粒界破壊が生じ、靱性がいつそう低下することがわかった。冷間圧延材のサブクラックはこの粒界破壊による。

(2) 平坦な脆性的破面

シャルピー衝撃破断面および CT 破断面に観察された平坦な脆性的破面について考察を行った。まずは、形

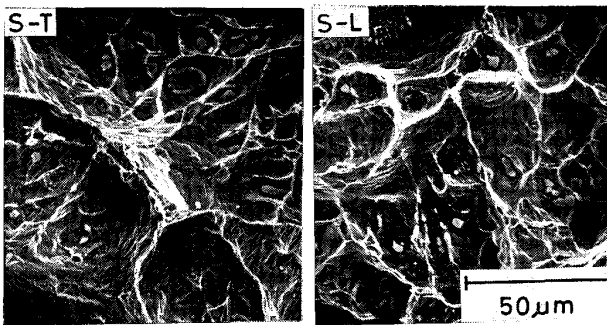
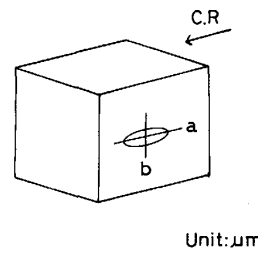


Photo. 7. SEM fractographs of fractured surface of compact tension specimens for S-T or S-L direction.



		Austenite grain	Flat facet
20%	a	96	70
	b	72	61
	b/a	0.75	0.87
40%	a	109	82
	b	52	50
	b/a	0.48	0.61

Fig. 6. Average longitudinal and transverse width of austenite grain in the section area and the flat brittle facet in the fractured surface for the Charpy specimens tested at 4K.

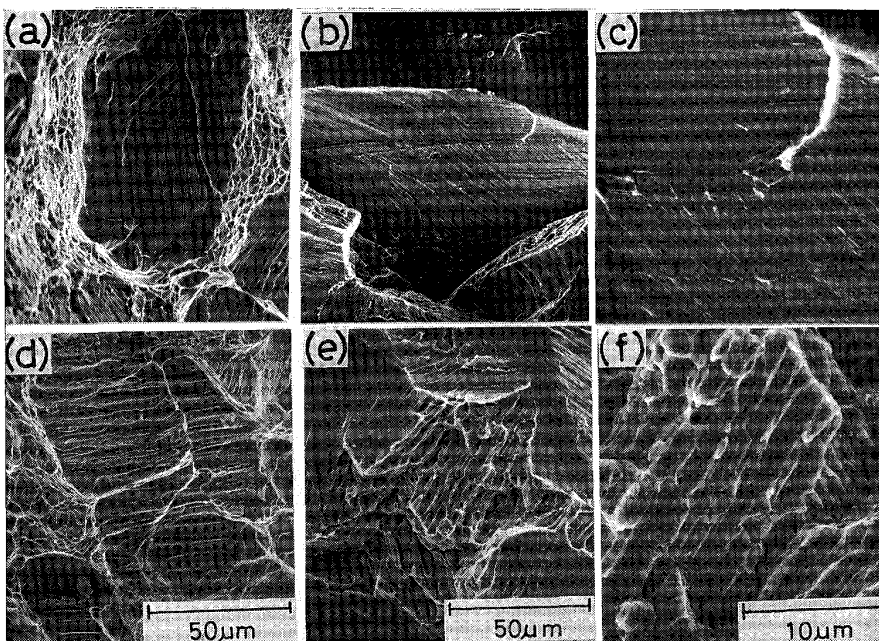


Photo. 8. SEM fractographs of "flat brittle facets" observed in cold-rolled steels; (a) and (d) for Charpy impact specimens, (b), (c), (e) and (f) for the specimen similar to Photo. 6. Magnified photos of (b) and (e) are shown in (c) and (f), respectively.

状について検討を行った。Fig. 6 は 20% および 40% 冷間圧延材における平坦な脆性的破面と、オーステナイト粒の大きさを比較したものである。圧延方向に対して平行な長手方向幅(a)と、垂直な横手方向幅(b)の平均値を示した。20% 冷間圧延材および 40% 冷間圧延材とも横手方向幅(b)はほぼ同程度の値となっているが、長手方向幅(a)は平坦な脆性的破面の方が小さい値となっている。これより、平坦な脆性的破面の成因についてふたとおりのことが推察できる。すなわち、ひとつは平坦な脆性的破面が粒界破面によるというもの、もうひとつは特定の結晶面での結晶粒全域にわたる破壊によるというものである。

平坦な脆性的破面をよく観察すると、その様相の違いから二種類に分けられることがわかる。すなわち、Photo. 8(a)に示すような直線状の細い縞模様が全面を覆っているもの、同じく (d) のように層状の粗い模様が全面を覆っているものに分けられる。主として観察されるのは前者で、後者はまれである。

そこで明らかな粒界破面が観察された Photo. 6 の破面を再度詳しく観察してみると、多くは Photo. 8(b) のような明確な粒界破面であるが、一部に (e) のような破面が粒界破面に囲まれて観察された。その破面を比較してわかるように (b) は (a)、(e) は (d) と酷似している。すなわち、(a) は粒界破面であり、(d) は粒界破面とは異なつた破面であると判断される。

Photo. 8(c)、(f) はそれぞれ (b)、(e) を拡大したもののだがこれから (a)、(b) 上の細い縞模様はすべり線の跡であることがわかる。また、(f) 上には多くのサブ

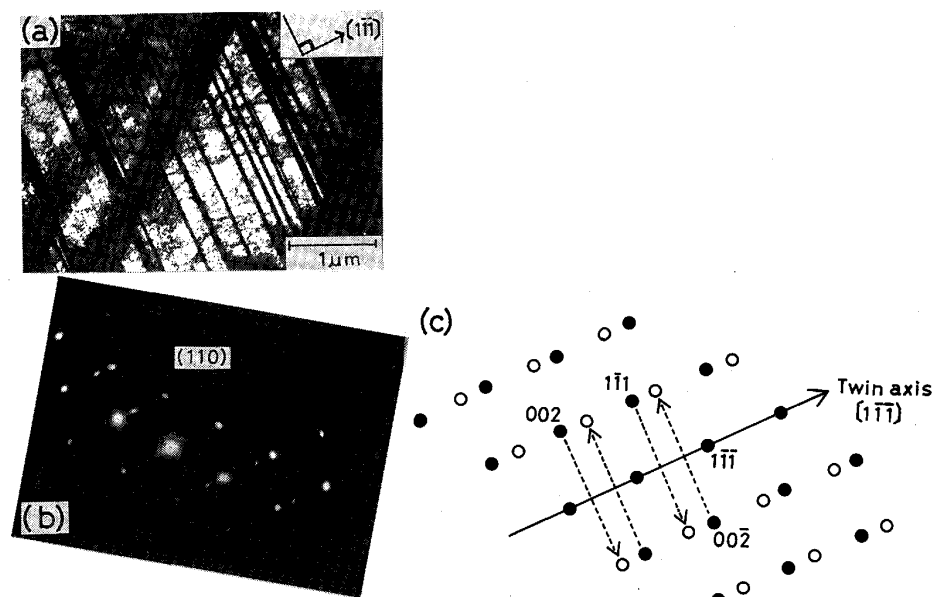
クラックが観察され、マッチング観察(対面する破面の同時観察)からもこれらのサブクラックが連結して生成したような様相を呈している。

以上のように、細い縞模様を伴う平坦な脆性的破面は粒界破面であると判断されたが、粗い縞模様の脆性的破面はある特定の結晶で破壊したものと考えられる。そこで以下、この後者の破面の成因について検討してみた。

粒界破壊以外の成因によるとすると、なんらかの微視組織を反映している破面であることが考えられる。実際に、Photo. 1 に示した変形帯は粒内にほぼ平行に縞模様状に分布しており、粗い縞模様の脆性的破面とその様相が似ている。例えば、高マンガンオーステナイト鋼における靱性低下の原因に友田ら¹⁹⁾や加藤ら²⁰⁾は、 ϵ マルテンサイトの生成によるものがあると報告している。

しかし、本研究の鋼においては X 線回折によつてオーステナイト相以外のピークを認めることはできなかった。だが、微量の変態相の存在が考えられるので、4 K で破断した 0%、20% および 40% 冷間圧延材の引張試験片の破断部近傍より切り出した試料で、試料振動型磁力計を用い、室温において磁気測定を行った。冷間圧延による透磁率($\mu=0.0017$)に変化は見られず、この結果でも塑性変形による強磁性相、すなわち α' マルテンサイトの生成はないと判断された。

そこで、透過電子顕微鏡(TEM)による組織観察を行った。Photo. 9 は、20% 冷間圧延材の 4 K における引張試験破断後の平行部の組織観察例である。ここでも層状の組織が観察されるが、これらは電子線回折によつて $[1\bar{1}\bar{1}]$ 双晶と同定された。双晶どうしの交差点に、ごく微量の同定不能な相の存在も認められたが、これら



(a) Bright field image
(b) Diffraction pattern of area shown in (a)
(c) Indexed pattern of (b)

Photo. 9. TEM photographs of tensile test specimen for 20% cold-rolled steel tested at 4K.

層状組織のほとんどは双晶であった。この双晶は、室温における 20% および 40% の冷間圧延を加えた状態でも存在することが、同様の TEM 観察で確かめられている。

したがって、Photo. 8(d), (e)に観察される粗い層状の縞模様状破面は、冷間圧延により生成した変形双晶界面において破壊したものであると推察される。

以上により、本鋼における冷間圧延材 (T-L 方向) の大きな靱性の低下は、CT 破面に観察される粒界サブクラックとシャルピー衝撃破断面および CT 破面の一部に観察される平坦な脆性的破面 (主として粒界破壊, 一部双晶面での破壊) の混入によるものであると結論づけられる。

5. 結 言

32 Mn-7 Cr 鋼に 20% および 40% の冷間圧延を施し、極低温 (4 K) における機械的性質におよぼす影響を検討した。また、変形と破壊についての検討も併せて行った。冷間圧延を行ったことにより、

(1) 降伏強さは 20% 冷間圧延材で 1379 MPa, 40% 冷間圧延材で 1786 MPa と著しく強化された。しかし、伸びは顕著に低下した。

(2) シャルピー吸収エネルギー (CVN) は、20% 冷間圧延材で 37 J と 0% 冷間圧延材の約 1/4, さらに 40% 冷間圧延材では 16 J と低下した。

(3) K_{IC} 破壊靱性値は、20% 冷間圧延材で $77 \text{ MPa}\sqrt{m}$, 40% 冷間圧延材で $60 \text{ MPa}\sqrt{m}$ と低下した。試験法の違い (R カープ法と除荷コンプライアンス法) による J_{IC} の差はほとんどなかった。

(4) 冷間圧延材の大きな靱性の低下は、CT 破面に観察される粒界サブクラックとシャルピー衝撃破断面および CT 破面に観察される平坦な脆性的破面 (主として粒界破壊, 一部双晶面での破壊) の混入によるものである。

本研究に際して有益な御助言をいただいた日本製鋼所三浦立氏, 東京大学工学部柴田浩司助教授, また多大の御協力をいただいた, 金属材料技術研究所筑波支所緒形

俊夫博士, 平賀啓二郎氏, 木村秀夫氏, 上原満博士ならびに極低温グループの諸氏に感謝いたします。また, 本研究は科学技術庁の科学技術振興調整費「超電導・極低温基盤技術の開発に関する研究」の一環として行われたものである。

文 献

- 1) K. YOSHIDA, H. NAKAJIMA, K. KOIZUMI, M. SHIMADA, Y. SANADA, Y. TAKAHASHI, E. TADA, H. TSUJI and S. SHIMAMOTO: *Austenitic Steels at Low Temperatures*, ed. by R. P. REED and T. HORIUCHI (1983), p. 29 [Plenum]
- 2) 堀内健文, 小川陸郎, 平井 洋, 園井栄一, 川手剛雄: *低温工学*, **16** (1981)6, p. 342
- 3) 吉田 清, 多田栄介, 高橋良和, 島本 進, 三浦 立, 大西敬三: *低温工学*, **17** (1982)3, p. 158
- 4) Y. TOMOTA, M. STRUM and J. W. MORRIS, Jr.: *Metall. Trans. A*, **17** (1986), p. 537
- 5) K. ISHIKAWA, K. HIRAGA, T. OGATA and K. NAGAI: *Austenitic Steels at Low Temperatures*, ed. by R. P. REED and T. HORIUCHI (1983), p. 295 [Plenum]
- 6) R. MIURA, H. NAKAJIMA, Y. TAKAHASHI and K. YOSHIDA: *Advances in Cryogenic Engineering*, **32** (1987), p. 245
- 7) 三浦 立, 曾川恒彦, 吉田 清, 中嶋秀夫: *鉄と鋼*, **71** (1985), S 599
- 8) 行方二郎, 近藤義宏, 松村智秀: *鉄と鋼*, **69** (1983), S 1487.
- 9) 田村今男: *鉄鋼材料強度学* (1969), p. 12 [日刊工業新聞社]
- 10) R. OGAWA and J. W. MORRIS, Jr.: *Advances in Cryogenic Engineering*, **30** (1985), p. 177
- 11) ASTM Standard E 399
- 12) 緒形俊夫, 平賀啓二郎, 長井 寿, 石川圭介: *鉄と鋼*, **69** (1983), p. 641
- 13) ASTM Standard E 813-83
- 14) R. L. TOBLER, H. I. MCHENRY and R. P. REED: *Advances in Cryogenic Engineering*, **24** (1978), p. 560
- 15) M. C. JUHAS, D. B. DUNCAR and R. D. STREIT: *Cryogenics*, **23** (1983), p. 603
- 16) P. T. PURTSCHER: *Journal of Testing and Evaluation*, **15** (1987), p. 296
- 17) T. SAKAMOTO, Y. NAKAGAWA, I. YAMAUCHI, T. ZAIZEN, H. NAKAJIMA and S. SHIMAMOTO: *Advances in Cryogenic Engineering*, **30** (1985), p. 137
- 18) T. SAKAMOTO, Y. NAKAGAWA and I. YAMAUCHI: *Advances in Cryogenic Engineering*, **32** (1987), p. 65
- 19) 友田 陽, 森谷友紀夫, 鈴木裕宣: *鉄と鋼*, **72** (1986), S 522
- 20) T. KATO, S. FUKUI, M. FUJIKURA and K. ISHIDA: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **16** (1976), p. 673