

論 文

UDC 669.15'24'25'28-157.8-194.55 : 539.4 : 539.52 : 669.14.018.292

冷間圧延した 13Ni-15Co-10Mo 系マルエージ鋼の強度と靱性*

萩原 益夫**・河部 義邦**

Strength and Toughness of a Cold Rolled 13Ni-15Co-10Mo Maraging Steel

Masao HAGIWARA and Yoshikuni KAWABE

Synopsis:

A study was conducted to determine the effect of cold rolling prior to aging on the strength and toughness of an ultrahigh strength 13Ni-15Co-10Mo maraging steel. The smooth tensile strength of cold rolled and aged maraging steel increased continuously with increasing amount of cold reduction. The cold rolled maraging steel exhibited anisotropy in properties: the tensile strength in the transverse direction was higher than in the longitudinal direction, whereas the reduction of area and elongation showed lower values in the transverse direction. The notch tensile strength and plane strain fracture toughness K_{IC} also increased with increasing amount of cold reduction, taking maximum values at the 60-70% reduction. For example, longitudinal K_{IC} value increased from 34 MPa·m^{1/2} for 0% reduction to 63 MPa·m^{1/2} for 70% reduction. The large K_{IC} increase was attributable to the formation of delamination cracks running parallel to the rolling plane. The K_{IC} test specimen might behave as the sum of a number of thin plates in the presence of the delamination cracks and each thin plate might fracture under the plane stress condition. From these results, it was concluded that the good combination of the strength and toughness could be obtained at the 60% cold reduction.

1. 結 言

Co, Mo を主要な析出硬化元素とするマルエージ鋼は、強度および靱性に優れた超強力鋼である。この鋼の実際の使用に際しては、冷間圧延を行い板材として利用する場合が多いと考えられるので、機械的諸特性におよぼす冷間圧延の効果を種々検討しておく必要がある。

マルエージ鋼に対する冷間圧延の効果については、オースフォーミング^{1)~3)}、時効前における冷間圧延^{4)~10)}、時効後における冷間圧延¹⁾、予備時効後における冷間圧延¹¹⁾、などが検討されている。これらは主として強度の向上を意図して検討されたものであるが、マルエージ鋼においては炭素含有量が極めて少量のためそれ程強化は得られず、強化法としての意義は低いことが指摘されている¹⁾⁴⁾¹¹⁾¹²⁾。しかし延性、靱性の改善については注目すべきものがある。

マルエージ鋼は従来主として 18%Ni 系を中心に開発が進められ、現在引張強さ 245 kgf/mm² までの鋼種が実用に供されているが、さらに高強度を達し得る鋼種と

して 13%Ni 系マルエージ鋼が注目を集めている^{13)~17)}。

13%Ni 系マルエージ鋼は 18%Ni 系とは成分が大幅に異なり、Mo を多量に含んでいるため従来同様の溶体化温度では析出物が多量に残留¹⁸⁾²¹⁾し、時効後延性、靱性が極めて劣化する。析出物を完全に固溶するためには溶体化温度を高めていく必要があるが、結晶粒の粗大化が起こるために延性は著しく低下する¹⁵⁾。

著者らは 13%Ni 系マルエージ鋼について、加工熱処理^{15)~17)}を適用したり、繰返し加熱・冷却熱処理²²⁾²³⁾を適用したりしてオーステナイト結晶粒の微細化を試み、その結果、これらの処理により延性および靱性は著しく改善されることを明らかにした。また良好な強度、延性および靱性の組み合わせが得られる加工熱処理方法についても合わせて明らかにしてきた^{15)~17)}。

本研究は、加工熱処理を適用してオーステナイト結晶粒を微細化した 13%Ni 系マルエージ鋼の強度と靱性が、時効前の冷間圧延によりいかなる影響を受けるかについて検討したものである。

* 昭和 53 年 10 月日本金属学会秋期大会にて発表 昭和 54 年 8 月 17 日受付 (Received Aug. 17, 1979)
** 金属材料技術研究所筑波支所 工博 (Tsukuba Laboratories, National Research Institute for Metals, 1-2-1 Sengen Sakura-mura Niihari-gun 305)

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

C	Si	Mn	P	S	Ni	Co	Mo	Ti	Al	Fe
<0.005	0.002	0.003	0.002	0.004	13.11	14.50	10.07	0.15	0.002	bal.

Table 2. Rolling conditions for thermomechanical treatment.

	Rolling temp. (°C)		Plate thickness (mm)		Number of passes	Austenite grain size (μm)
	Start	Finish	Initial	Final		
#1	1 200	900	40	9	4	20
#2	1 200	960	30	9	3	25
#3	1 200	960	50	22	3	25
#4	1 200	1 020	20	9	2	40

2. 実験方法

2.1 供試鋼および加工熱処理

電解鉄、電解ニッケル、金属コバルト、モリブデンブリケットなどを溶解原料として高周波真空溶解炉にて 17.5 kg の鋼塊を溶製した。化学分析値を Table 1 に示す。水素雰囲気中で 1 200°C、24 h の均質化処理を行った後、所定の寸法に熱間鍛造して、加工熱処理用の素材を作製した。

本実験においては、圧延工程の異なる 4 種類の加工熱処理を行った。これらはいずれも良好な強度と靱性の組み合わせが得られる加工熱処理である。それぞれの圧延工程、加工熱処理終了後のオーステナイト結晶粒径を Table 2 にまとめて示す。#2 および #3 は同一のオーステナイト結晶粒径が得られる加工熱処理であるが、初期厚および最終厚が異なる。圧延は素材を 1 250°C で 1 h 保持して析出物を完全に固溶させてから開始したものであり、また最終圧延終了後は水中に焼入れた。

2.2 試験片および試験方法

上述の加工熱処理材を表面研削盤および表面研磨盤を用いて所定の厚さにまで機械的に削り落とし、ついで冷間圧延を行い、#1、#2 および #4 の加工熱処理材からは最終厚が 1 mm の、また #3 の加工熱処理材からは 5 mm の板材を作製した。

1 mm 厚の冷間圧延材からは、幅 5 mm、平行部 20 mm の薄板平滑引張試験片、幅 5 mm、平行部 20 mm、応力集中係数 $K_t = 3.0$ の薄板切欠引張試験片、および直径 25 mm の圧延集合組織観察用試験片を採取した。また 5 mm 厚の冷間圧延材からは直径 3.3 mm 平行部 16 mm の丸棒平滑引張試験片、および厚さ 5 mm、幅 10 mm、長さ 55 mm の破壊靱性値測定用の試験片を採取した。これらの試験片を冷間圧延のまま、および 500°C で 4

h 時効して試験に供した。

引張試験は、鋼中の水素および大気中の水素の影響を避けるために、試験片を 200°C で 24 h 保持して脱水素化を図った後、 10^{-6} Torr 以下の超高真空中で行った。試験温度は室温であり、歪み速度は 2.1×10^{-3} (2 mm/min) であった。破壊靱性値およびオーステナイト結晶粒径の測定方法は前報^{15)~17)}と同じである。試験後の破面は主として走査電顕により観察した。圧延集合組織の変化は Schulz の反射法を用いて {110} および {200} 極図形を測定することにより調べた。対陰極には Co を用いた。試験片はエメリー研磨により表面層を除去し、ついで化学研磨により仕上げたものである。

3. 実験結果および考察

3.1 薄板平滑および薄板切欠引張強さ

試験片の長手方向を圧延方向と一致させた場合について (L 方向)、薄板平滑および薄板切欠引張強さを測定した。Fig. 1 は冷間圧延のまま、および冷間圧延後 500°C、4 h の時効を行ったときの平滑引張強さを冷間圧延率に対して整理したものである。冷間圧延材および時

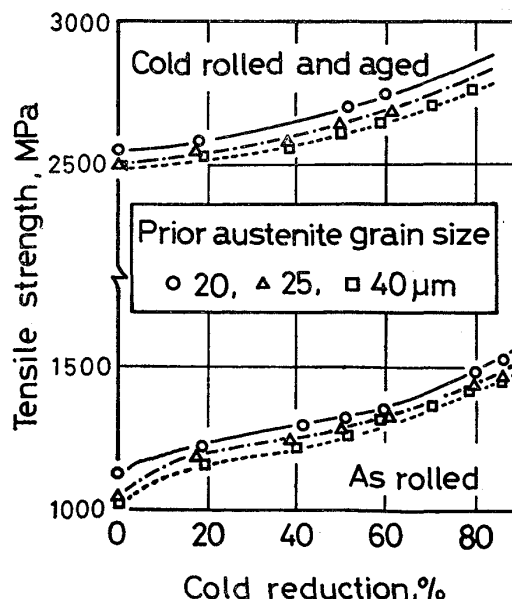


Fig. 1. Effect of cold reduction on tensile strength of the 13Ni-15Co-10Mo maraging steel having different prior austenite grain size. Longitudinal sheet tensile test specimens were used.

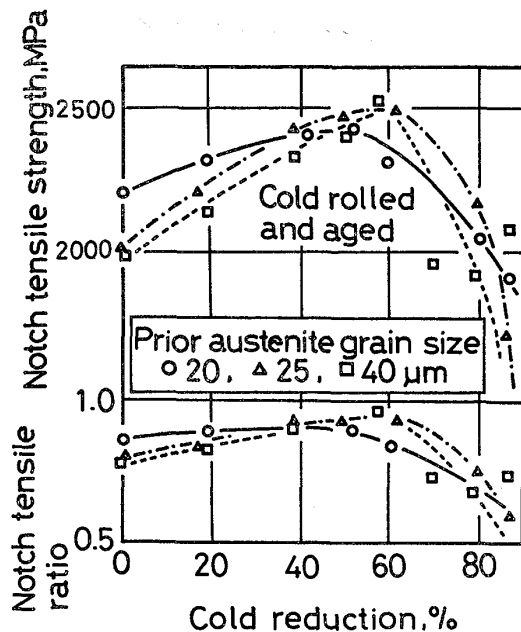


Fig. 2. Effect of cold reduction on notch tensile strength and notch tensile ratio of the 13Ni-15Co-10Mo maraging steel having different prior austenite grain size. Longitudinal sheet notch tensile test specimens were used.

効材とも圧延率の増加とともにほぼ同じ割合で引張強さは上昇しており、冷間圧延に際しての加工硬化量に相当した分が時効後の強さに上積みされていることがわかる。しかし加工硬化量はそれ程大きくないので、急激な強さ上昇とはなっていない。また冷間圧延材および時効材のいずれにおいても、オーステナイト結晶粒をより微細化したものの方が引張強さは大きな値となつている。

Fig. 2 は時効材の切欠引張強さを冷間圧延率に対して整理したものである。この図には切欠引張強さと平滑引張強さとの比である切欠強度比をも合わせて示した。圧延率の増加とともに切欠引張強さも切欠強度比も上昇していき、切欠靱性の向上が明瞭に認められる。しかし圧延率が 60% を越えるとこれらの値は急激に低下し、切欠靱性は著しく劣化する。邦武ら²⁴⁾も冷間圧延をほどこした 280 kgf/mm² 級 18%Ni マルエージ鋼について同様な結果を報告している。

Photo. 1 は薄板切欠引張試験片の破断面を走査電顕により観察したものである。なお試験片の破断は、この写真において、下部の切欠底から開始・進行している。圧延率が 60% までの試験片の破断面上には、中央部において引張型の破断が、また側面および切欠底においてせん断縁が認められる。せん断縁の面積率は圧延率の増加とともに増していく傾向にある。このような観察事実から、材料の靱性は冷間圧延することによって向上してい

くものと理解できる。一方圧延率が 80% と高圧延になると、破断面は圧延率が 60% までの試験片のそれとは様相を全く異にしており、破断面の全面にわたって圧延面と平行にディラミネーションと呼ばれるき裂の形成が認められる。なおこのディラミネーションは圧延率 60% の試験片の破断面上においても一部分ではあるが出現している。圧延率 60% の試験片において典型的に認められるように、ディラミネーションは機械切欠底の直下においては存在しておらず、ある距離はなれた所から発生していることに注目したい。ディラミネーションはき裂先端部の 3 軸応力の存在に基づき、結合力の弱い面が割れたことによつて生じたものである²⁵⁾。本実験において観察されたこのディラミネーションは引張試験の負荷中に発生したものか、あるいは破断き裂の進行と同時に発生したものかについては定かでないが、いずれにせよ切欠底からある距離はなれて発生しているという事実より、ディラミネーションの存在は破断荷重に対してほとんど影響をおよぼしていないものとみなせよう。一方切欠底のせん断縁の深さについて注目してみると、圧延率 80% の試験片のそれは圧延率 60% の場合と較べて明らかに小さなものとなつている。すなわち圧延率が 60% 以

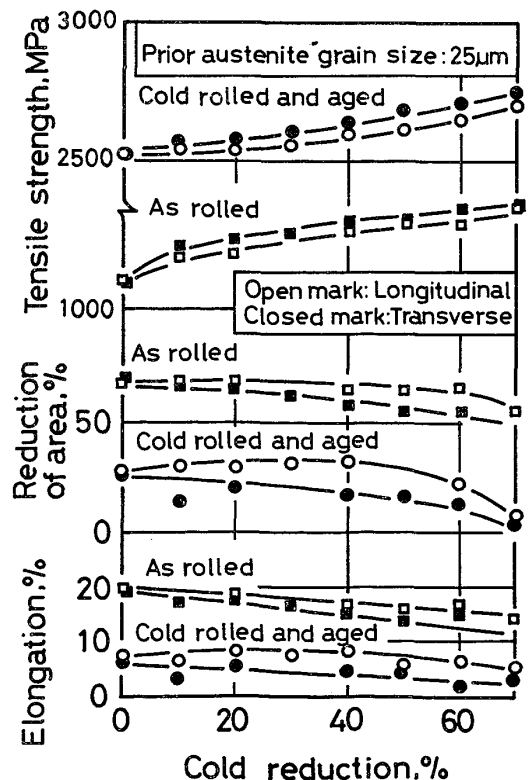


Fig. 3. Effect of cold reduction on tensile strength, reduction of area and elongation of the 13Ni-15Co-10Mo maraging steel. Longitudinal and transverse round bar tensile test specimens were used.

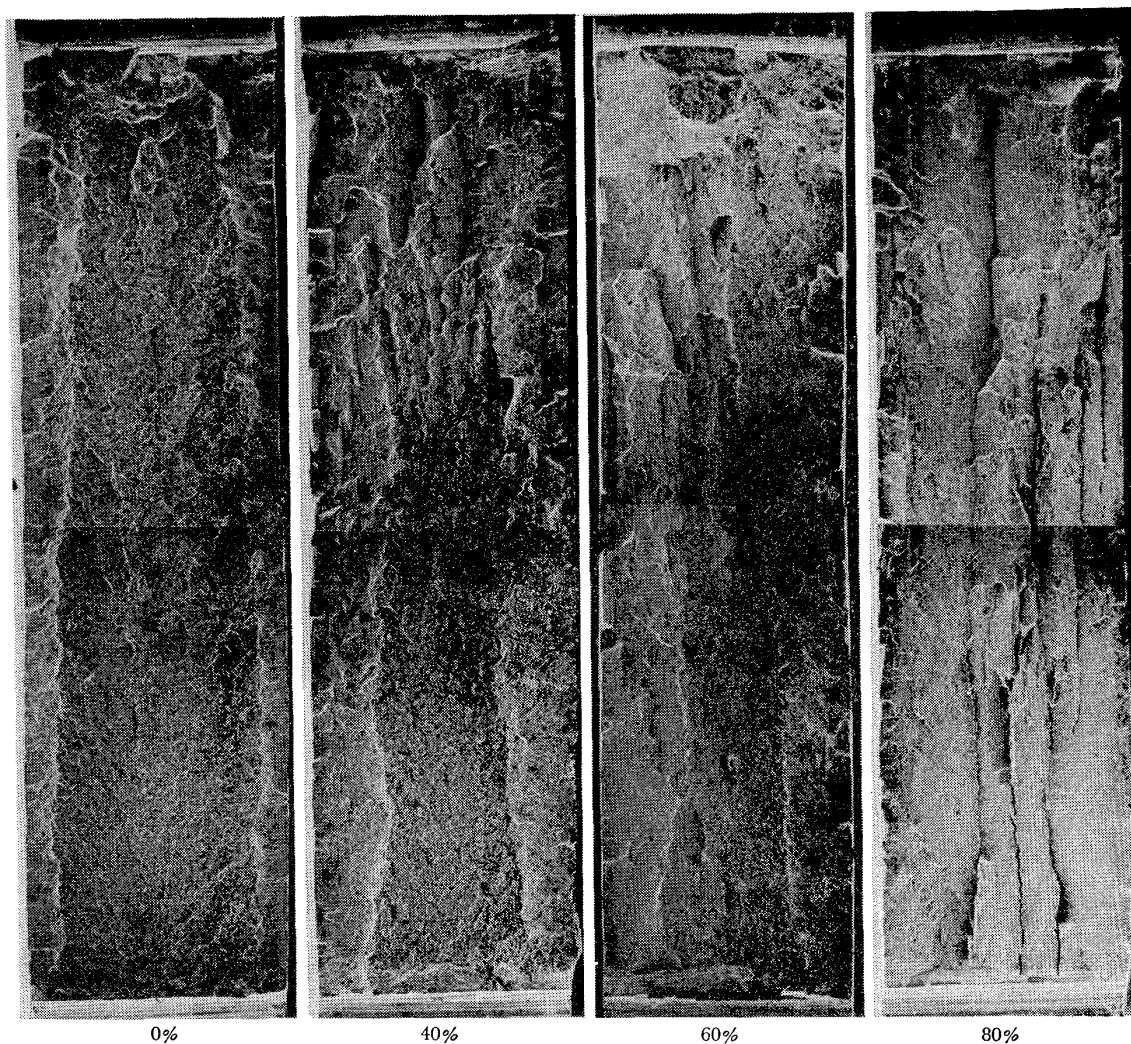


Photo. 1. Fracture surfaces for longitudinal notch tensile test specimens of different amounts of cold reduction.

上の高圧延になると材料自身の靱性は劣化し、これが切欠引張強さの低下を招いているものと解釈できる。

このように、Fig. 2 に示した切欠引張強さの変化は、圧延にともなう材料自身の靱性の変化を忠実に表現しているものと考えられる。

3.2 丸棒平滑引張強さ

ここでは圧延材の異方性も調べるために、試験片の長手方向が圧延方向と直角な場合 (T方向) についても引張試験を行った。

Fig. 3 は、冷間圧延のまま、および冷間圧延後 500°C 4h の時効を行ったときの、平滑引張強さ、絞りおよび伸びを冷間圧延率に対して整理したものである。図中において白抜きの印はL方向の、また黒塗りの印はT方向の値を表す。圧延率0%の場合にはL、T方向の異方性はほとんど認められないが、圧延材では差異が現れ、引張強さはT方向が、また絞り、伸びはL方向の方が高い値となっている。引張強さに注目してみると、Fig. 1 に示

した薄板引張試験の場合と同じく、冷間圧延に際しての加工硬化量に相当した分が時効後の強さに上積みされている。つぎに絞り、伸びについて注目してみると、圧延のまま、および時効材のいずれにおいても、これらの値は圧延率の増加とともに全般的には減少していく傾向にあると言えよう。ただし時効材のL方向の絞りは圧延率の増加とともにわずかではあるが上昇を示し、さらに圧延率が増すと急激に低下している。このように、絞りで表現されるL方向の延性は、圧延率が低い範囲では冷間加工により改善されると言えよう。

3.3 平面歪み破壊靱性値 K_{Ic}

厚さ 5mm の 3 点曲げ試験片を用いて、それぞれの圧延率における K_{Ic} の値を求めた。試験片はL方向およびT方向のそれぞれについて作製した。またV型機械切欠の挿入位置は Fig. 5 の中に図示したとおりである。なおここで行った試験方法については、すべて ASTM の規格²⁶⁾を満足しているものである。それゆえここで求

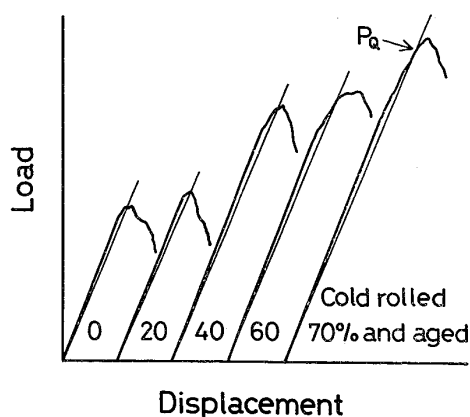


Fig. 4. Schematic load-displacement curves for longitudinal K_{IC} test specimens of different amounts of cold reduction.

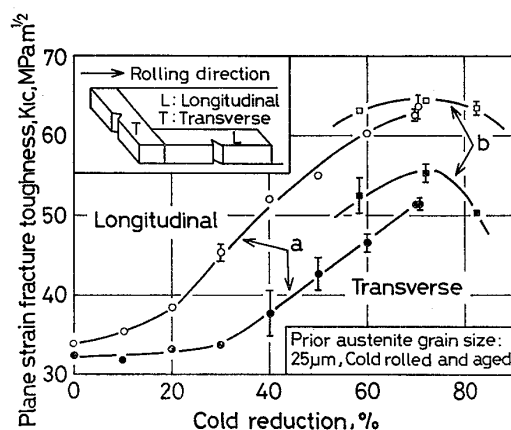


Fig. 5. Effect of cold reduction on K_{IC} of the 13 Ni-15Co-10Mo maraging steel. Curve a : Fatigue precracked after aging using 5 mm thickness specimen. Curve b : Fatigue precracked before aging using 3 mm thickness specimens. Inserted figure illustrates specimen orientation with respect to rolling direction.

めた値については平面歪み破壊靱性値 K_{IC} である。

Fig. 4 は、圧延率を種々変化させた L 方向の試験片について試験を行った際の荷重-開口量曲線を示したものである。T 方向の試験片についても荷重-開口量曲線の変化の様子は Fig. 4 と全く同様な傾向を示した。この図より、圧延率が高くなる程、破断に要する荷重は大幅に増加していることが認められる。また圧延率が 30% 以上になると、荷重と開口量の関係は荷重の増加とともにしだいに直線関係からはずれるようになる。この直線性からのずれの程度は、圧延率が大きくなるに従いより顕著なものとなってくる。

Fig. 5 は、Fig. 4 の結果にもとづき計算によつて求めた K_{IC} の値を圧延率に対して整理したものである。L 方向、T 方向とも K_{IC} は圧延率の増加とともに急激に

上昇している。特に L 方向では上昇の程度が著しく、圧延率 70% のときの値は圧延率 0% のときの値の約 2 倍となつている。

このように圧延率 70% までの範囲では、 K_{IC} は圧延率の増加とともにほぼ単調に増加していく結果となつたが、さらに圧延率を増していけば、今度は逆に低下していくことが予想される。なぜなら、3.1 の薄板切欠引張強さの所で述べたように、圧延率が 60% を越えると材料の切欠靱性は急激に低下しているからである。そこで高圧延の試験片を新たに作製して破壊靱性試験を試みてみた。圧延機的能力から試験片の板厚は 3 mm とした。またこのとき疲労き裂は、疲労試験機的能力の関係から時効前に挿入せざるを得なかつた。時効前に疲労き裂を挿入した場合の破壊靱性値は時効後に疲労き裂を挿入した場合よりも大きな値をとる¹⁷⁾。しかしながらこのような方法でも K_{IC} の変化の傾向を見るには十分であると考えられる。得られた結果を Fig. 5 において合わせて記す。図から明らかなように、圧延率をさらに増せば確かに K_{IC} の値は逆に低下する。

Photo. 2 は、圧延率が 0, 30, 50 および 70% である試験片の破断面を走査電顕を用いて観察したものである。圧延率 0% の場合は、破断面はディンプル破面とへき開破面とが混在しているが、圧延率 30% ではディンプル破面がやや優勢となり、圧延率が 50% 以上では全面ディンプル破面へと移行する。圧延率 70% の破断面にはディラミネーションが明瞭に認められる。

ディラミネーションは圧延率が 30% を越えると観察されるようになる。圧延率が 30%, 40% と低い場合には、方向の定まらない無数の微細なき裂として観察されるが、圧延率が増すに従つてしだいに明瞭な形をなし、圧延率が 60% 以上では非常に鮮明な一直線状のき裂となつて現れてくる。また同じ圧延率であれば、L 方向の試験片の方がディラミネーションはより明瞭な形となつて現出するという傾向にあつた。

Photo. 2 において、70% 圧延した試験片の破断面について注目したい。ディラミネーションは破断面上のみならず疲労予き裂面上においても存在しており、なおかつ両者で連続している。また隣接する 2 本のディラミネーションで囲まれた領域について観察してみると、中央部において引張型の、そして両縁にはせん断型の破壊形態が認められ、あたかも 2 本のディラミネーションで囲まれた部分を 1 個の薄板とする薄板積層材の破壊試験を行ったかのような破面形態を呈している。

Photo. 3 は、70% 圧延材についてディラミネーションの間隔が破壊の進行に伴いどのように変化するかを調

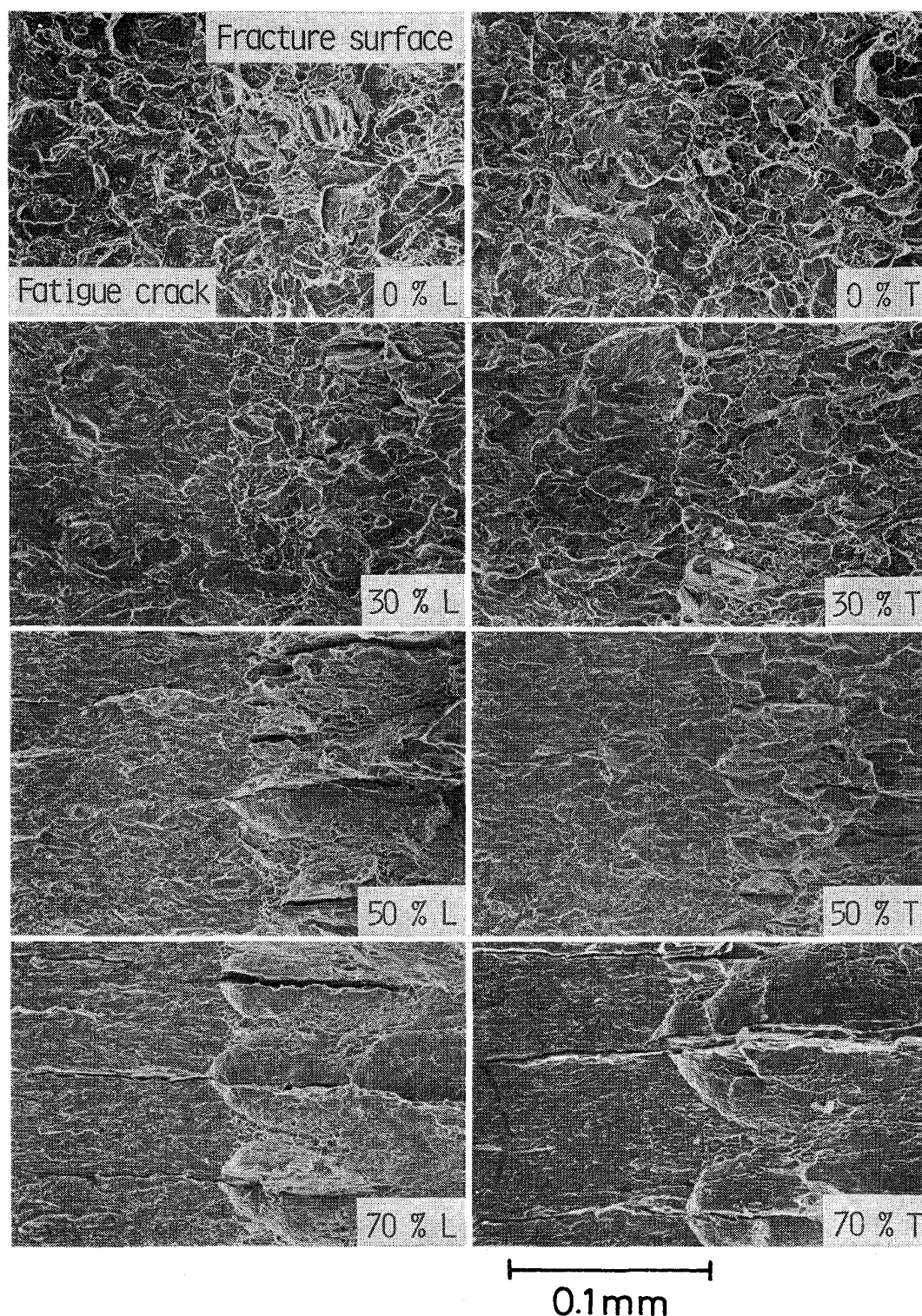


Photo. 2. Fracture surfaces for longitudinal (L) and transverse (T) K_{IC} test specimens of different amounts of cold reduction.

べたものである。破断面の先端から 0.1 mm 程度離れた地点まではディラミネーションの間隔は狭いが、それ以降では非常に広くなっている。この狭い間隔のディラミネーションが破壊の進行のどの時点で形成されたかを調べるために、Fig. 4 の荷重-開口量曲線上において種

々の段階で試験片の荷重を除去してみた。このような試験片を液体窒素温度で破断し破断面を走査電顕で観察したところ、これらのディラミネーションは荷重-開口量の関係が直線性からはずれ、最大荷重に到るまでの負荷の際に形成されたものであることがわかった。

ディラミネーションの奥ゆき、すなわち破断面に対して垂直方向の深さも圧延率の増加とともに増していくことが予想されるが、このことを確認したのが Photo. 4 である。確かにディラミネーションの奥ゆきは圧延率が

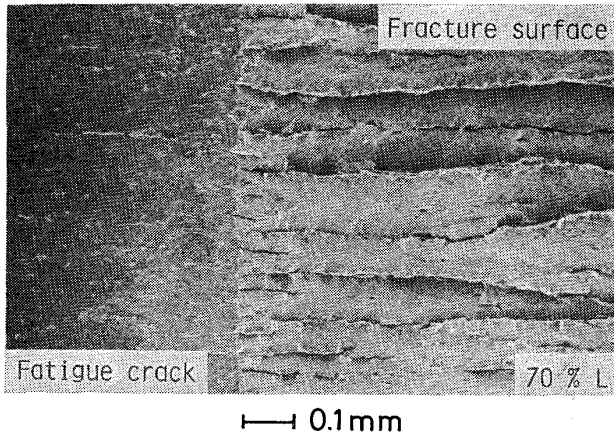


Photo. 3. Fracture surface for 70% cold rolled longitudinal K_{IC} test specimen.

増すほど大となっていく。

Fig. 6 は、ディラミネーションの間隔が圧延とともにどのように変化するかを調べたものである。ここでは破断面の先端部分におけるディラミネーションの間隔を測定した。圧延率が 30%, 40% と低い場合には測定不可

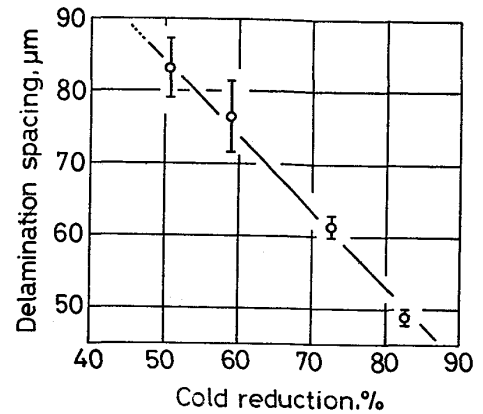


Fig. 6. Relation between delamination spacing and amount of cold reduction.

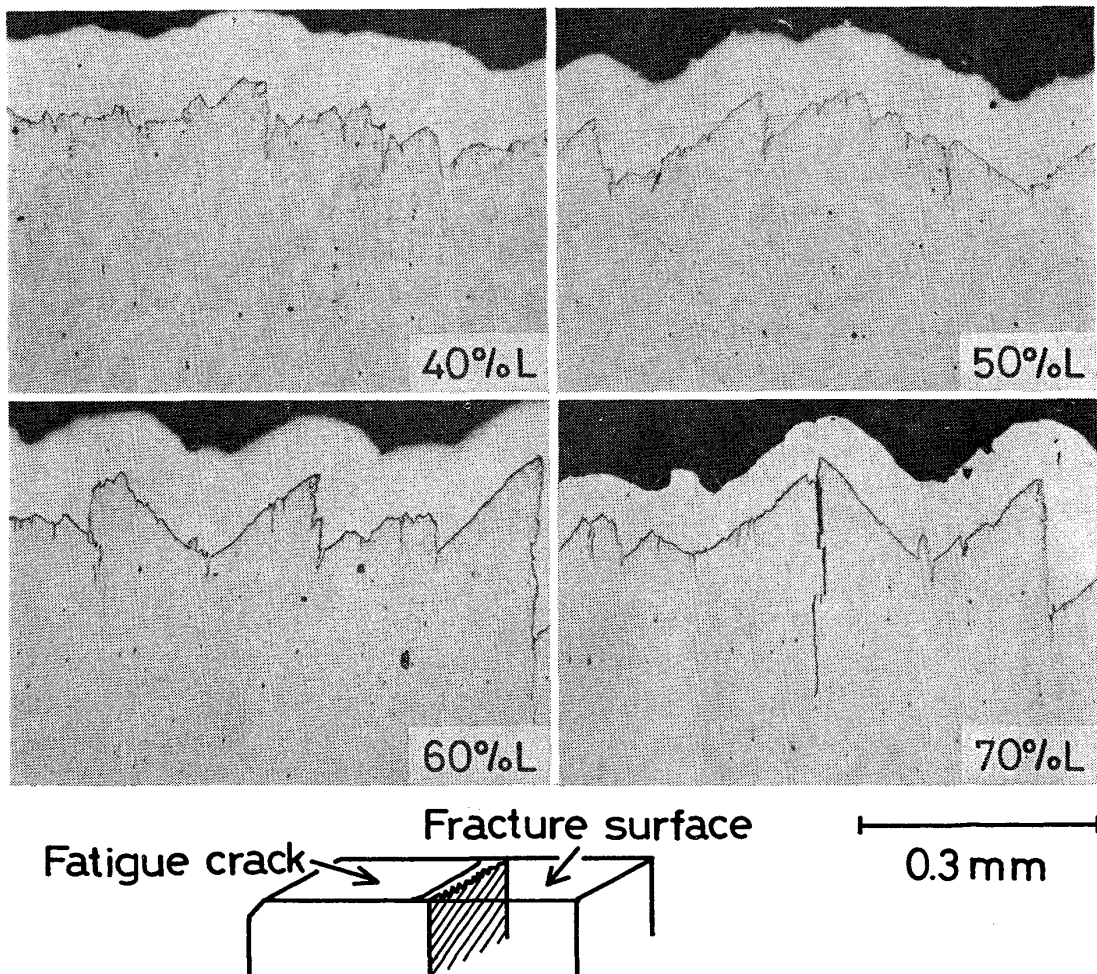


Photo. 4. Profiles of cross sections perpendicular to fracture surfaces (hatched area in the figure below) for longitudinal K_{IC} test specimens of different amounts of cold reduction.

能であつたが、50% 以上では間隔は圧延率に逆比例して小さくなつていく。なおすでに述べたように、疲労予き裂面上におけるディラミネーションの間隔と Fig. 6 に示した破断面の先端部分におけるそれとは等しく、また同一圧延率の場合には、L 方向と T 方向の試験片とではディラミネーションの間隔に明瞭な差は認められなかつた。

以上のような観察事実から、ディラミネーションの発生する試験片の破壊靱性試験は、隣接する 2 本のディラミネーションで囲まれた部分を一つの薄板とする薄板積層材の破壊靱性値を求めていることと等価であると考えられよう。もちろんディラミネーションは破面の垂直方向に奥深く達しているわけではないので、試験片を完全に積層材とみなすわけにはいかないが、ディラミネーションの存在は試験片を分割している作用を果たしているものと理解され、これは圧延率が高くなればなる程、また T 方向の試験片よりも L 方向の試験片の方がより顕著になるとみなせよう。また圧延率が増すに従い、試験片はより細かく分割されていくものと考えられよう。

試験片の厚さを薄くしていくにつれ、破壊靱性値は上昇していく^{27)~29)}。これは平面歪み状態の变形様式から平面応力状態のそれへと移行していくためである。Photo. 3 に示してあるように隣接する 2 本のディラミネーションで囲まれた“薄板”の破面上の形態は、明らかに平面応力状態を強く反映したものとなつている。したがつてディラミネーションの発生した試験片の破壊靱性値は平面応力状態の破壊靱性値に対応しているものであり、平面歪み破壊靱性値(K_{Ic})よりも大きな値を求めたことになる。

3.1 の薄板切欠引張強さの所で述べたように、圧延率 0~60% の範囲では冷間圧延により材料の切欠靱性は向上し、またそれ以上の圧延率では逆に低下する。このような冷間圧延による材料自身の靱性の変化分に、变形様式の移行による見掛け上の破壊靱性値の増加分が上積みされて、 K_{Ic} は圧延率の増加とともに Fig. 5 のように変化していったものであろう。

3.4 圧延集合組織

冷間圧延にともなう圧延集合組織の変化を調べるために、各圧延率の試験片について圧延面と平行な面の極図形を測定した。圧延率 0%, すなわち加工熱処理終了の段階においては結晶方位は完全にランダムであることが認められた。それゆえ極図形を作製するに当たり、圧延率 0% の試験片の X 線反射強度を基準値とした。

圧延集合組織は圧延率が 20% を越えると認められるようになる。圧延率の増加とともに極図形はしだいに起

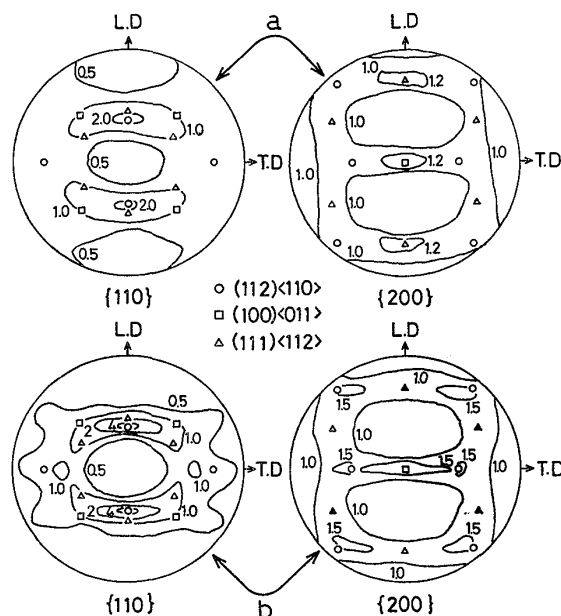


Fig. 7. {110} and {200} pole figures of the cold rolled 13Ni-15Co-10Mo maraging steel.
a : Cold rolled 40%. b : Cold rolled 80%.

伏に富むものとなつていくが、ここで注目すべきこととして、圧延率 60% あたりを境にしてその前後の圧延率では極図形の形状において明確な相違が認められた。具体例として、#2 の加工熱処理材を 40% および 80% 冷間圧延した場合の {110}, {200} 極図形を Fig. 7 に示す。圧延率が 40% の場合には、(111)<112>が主成分であり、(112)<110>および(100)<011>成分の存在は弱い。圧延率が 80% になるとこの関係は逆転し、(112)<110>が主成分となり、(111)<112>成分の存在量はわずかとなる。冷間圧延した 18%Ni 系マルエージ鋼についても同様な結果が報告されている¹⁰⁾³⁰⁾。

既に述べたように、材料自身の靱性は圧延率の増加とともに向上するが、圧延率が 60% を越えると急激に劣化する。このような靱性の変化を圧延集合組織の変化と対比させると、(111)<112>成分が発達するときは靱性の向上をもたらし、また(112)<110>および(100)<011>成分が発達するときは靱性の劣化をもたらしものと解釈できよう。もちろん圧延材の靱性は転位のセル構造³⁰⁾³¹⁾などに代表される下部組織の変化によつても大きく左右されるが、ここで見られたように、圧延集合組織の形態の違いと靱性の向上・低下とが明瞭なる対応関係を有しているという事実より、集合組織の存在が圧延材の靱性に重要な役割りを果たしているものと理解できよう。

集合組織の存在は機械的性質の異方性についても大きな影響を与える^{32)~34)}。本実験においても試験片の採取方向の違いによつて機械的性質に大きな異方性が認めら

れたが、これらはいずれも圧延集合組織の存在に起因しているものであろう。本実験の結果のみからでは、機械的性質の異方性と集合組織との関連性について詳細に議論することはできないが、今後これらの点を明確にしていくためには、より定量的に集合組織の変化を追跡していく必要がある。

4. 結 言

本研究は加工熱処理を行いオーステナイト結晶粒を微細化した 13Ni-15Co-10Mo マルエージ鋼の強度と靱性が、時効前の冷間圧延によりいかなる影響を受けるかについて調べたものである。得られた結果を要約すると次のとおりである。

(1) 平滑引張強さは冷間圧延のまま、および時効材とも圧延率の増加とともにほぼ同じ割合で単調に増加しており、冷間圧延に際しての加工硬化量に相当した分が時効後の強さに上積みされている。絞り、伸びは圧延率の増加とともにほぼ単調に減少していく傾向にあった。冷間圧延によつて機械的性質に異方性が現れ、引張強さは直角方向試料の方が、また絞り、伸びは圧延方向試料の方が良好であった。

(2) 時効後の薄板切欠引張強さは圧延率の増加とともに上昇し、切欠靱性は向上していく。しかし 60% 以上の圧延率では逆に低下し、靱性は著しく劣化する。

(3) 薄板切欠引張試験片および破壊靱性試験片の破断面上にはディラミネーションが存在しており、これは圧延率が増すにつれてしだいに明瞭な一直線状のき裂となつて現れてくる。ディラミネーションの存在は、切欠引張強さに対してはほとんど影響ないものと考えられたが、平面歪み破壊靱性値 K_{IC} の値に対しては重要な役割を果たしている。

(4) 平面歪み破壊靱性値 K_{IC} は圧延率の増加とともに急激に上昇し、圧延率 70% 付近で最大となる。ディラミネーションの存在によつて破断面の変形様式は平面歪み状態から平面応力状態へと移行する。したがつて、変形様式の移行による破壊靱性値の見掛け上の向上と、圧延による材料自身の靱性の向上とが相重なつて、 K_{IC} は圧延率の増加とともに急激に上昇したものと思われる。

(5) 圧延率 60% 付近を境としてその前後の圧延率で集合組織の形態が異なる。低圧延率側では (111)〈112〉が主成分であるが、高圧延率側では (112)〈110〉および (100)〈011〉が主成分となる。

本研究を遂行するにあたり、御指導いただいた金属材料技術研究所強力材料研究部長内山 郁博士に感謝の意

を表します。また実験に御協力いただいた工業化研究部谷治治男氏ならびに高橋順次氏に厚くお礼申し上げます。

文 献

- 1) E. B. KULA and C. F. HICKY, Jr: Trans. TMS-AIME, 230 (1964), p. 1707
- 2) 安中 嵩, 荒木 透: 日本金属学会誌, 31 (1967), p. 1058
- 3) 安中 嵩, 荒木 透, 渡辺 敏: 日本金属学会誌 32(1968) 10, p. 1008
- 4) 添野 浩, 黒田哲郎, 土屋正利, 田口和夫: 鉄と鋼, 62(1976) 2, p. 220
- 5) 添野 浩, 黒田哲郎, 土屋正利, 田口和夫: 鉄と鋼, 62(1976) 8, p. 1009
- 6) H. W. MAYNOR, Jr and C. C. BUSCH: Metals Eng. Quart., 6 (1966) 1, p. 20
- 7) R. F. DECKER, J. T. EASH, and A. J. GOLDMAN: ASM Trans. Quart., 55 (1961), p. 58
- 8) J. A. ROBERSON and A. M. ADAIR: Trans. TMS-AIME, 245 (1969), p. 1937
- 9) 大沢 洵, 萩原好敏, 中川 昭, 井上和政, 森井 惇雄, 小泉義明: 日本金属学会誌, 32(1968) 1, p. 95
- 10) G. S. SPAEDER and W. J. MURPHY: J. Materials, 3 (1968), p. 116
- 11) 添野 浩, 黒田哲郎, 土屋正利, 田口和夫: 鉄と鋼, 62(1976) 9, p. 1249
- 12) 河部義邦: 日本金属学会報, 14(1975) 10, p. 767
- 13) C. G. BIEDER and J. R. MIHALISIN: J. Metals, (1966) Sept., p. 1033
- 14) A. MAGNÉE, J. DUMONT, D. COUTSOURADIS, and L. HABRAKEN: Cobalt Containing High Strength Steel, (1974), [Centre D'information du Cobalt.]
- 15) 河部義邦, 中沢興三, 宗木政一: 鉄と鋼, 62 (1976) 9, p. 1229
- 16) 河部義邦, 宗木政一, 中沢興三, 谷治治男: 鉄と鋼, 63 (1977) 10, p. 1691
- 17) 河部義邦, 宗木政一, 中沢興三: 鉄と鋼, 64 (1978) 7, p. 1063
- 18) A. S. TARANTOVA, L. M. PEVZNER, B. S. LOMBERG, G. G. SOLOVEVVA, and L. V. ZASLAVSKAYA: Metallov. Term. Obrab. Met., (1970), p. 70
- 19) A. F. EDNERAL, O. P. GYUKOV, and M. D. PERKAS: 同上(1971), p. 4
- 20) J. M. DRAPIER, P. VIATOUR, A. C. MAGNÉE, and D. COUTSOURADIS: Cobalt, (1973) 3, p. 29
- 21) A. MAGNÉE, P. VIATOUR, J. M. DRAPIER, D. COUTSOURADIS, and L. HABRAKEN: 同上 (1973) 1, p. 3
- 22) K. NAKAZAWA, Y. KAWABE, and S. MUNEKI:

- Mater. Sci. Eng., 33 (1978), p. 49
- 23) 中沢興三, 河部義邦, 宗本政一: 鉄と鋼, 65 (1978) 5, p. 66
- 24) 邦武立郎, 岡田康孝: 住友金属, 29 (1977) 2, p. 63
- 25) A. T. ENGLISH and W. A. BACKOFEN: Fracture VI, ed, by H. Liebowitz (1969), p. 83 [Academic Press]
- 26) ASTM E399-74, 1976 Annual Book of ASTM Standards, Part 10, p. 471
- 27) J. F. KNOTT: Fundamentals of Fracture Mechanics, Butterworth, (1973), p. 114
- 28) P. D. SMITH and K. R. BROWN: Australian Atomic Energy Commission, AAEC/E405, June, (1977)
- 29) H. J. RACK and D. KALISH: Met. Trans., 5 (1974), p. 685
- 31) B. L. BRAMFITT and MARDER: Processing and Properties of Low Carbon Steel, Gray, AIME, (1973), p. 191
- 32) D. V. WILSON: Metals Technol., 2(1975), p. 8
- 33) W. B. MORRISON: 同上, 2 (1975), p. 33
- 34) G. J. DAVIES: J. Metals, 28 (1976), p. 21