

極低炭素 11Ni 鋼における微視組織と低温靱性の関係

論文

長井 寿* · 高橋博喜*² · 柴田浩司*³ · 藤田利夫*³

Relation between Microstructures and Low Temperature Toughness in Extra Low Carbon 11Ni Steel

Kotobu NAGAI, Hiroki TAKAHASHI, Koji SHIBATA, and Toshio FUJITA

Synopsis:

The effects of microstructures on low temperature toughness have been studied in the fine-grained extra low carbon 11Ni-1Mo-0.5Mn steel which has a very low sensitivity to temper embrittlement.

Low temperature toughness was examined on the basis of the relation between yield strength and transition temperatures. The excellent low temperature toughness of this steel was mainly attributed to the inherent toughness of tempered martensite matrix. One kgf/mm² decrease in yield strength at room temperature of matrix lowered transition temperature by about 25K, which was the fairly large value as compared with the previously reported values in high tensile strength steels or 2.5 to 3Ni cryogenic steels. The fresh martensite increased transition temperature even if the amount was very small. The stability of retained austenite against plastic deformation was very poor contrary to the stability against sub-zero treatments. The effects of the retained austenite on low temperature toughness depended morphologically on its size and distribution. The retained austenite lowered transition temperature without the loss of yield strength when its thickness was less than 0.1 μm and further it was isolated from each other. However, when the phase grew larger and coalesced together, it turned to be disadvantageous to low temperature toughness.

1. 緒 言

含 Ni フェライト系極低温用鋼のすぐれた低温靱性は、1) Ni によるマトリクスの靱性向上¹⁾²⁾、2) 熱処理などによる組織の微細化³⁾、3) 低炭素焼もどしマルテンサイト相 (tempered α') 自身のすぐれた靱性⁴⁾、さらに、4) 極低温でも安定な残留オーステナイト (γ_R) 相による靱性向上などによるとされている⁵⁾⁶⁾。極低炭素 11Ni 鋼は、-196°C 以下でも極めてすぐれた低温靱性を示す鋼であるが、再加熱時に生成したオーステナイト (γ) が、冷却によつて α' に変態した fresh α' 相を含む場合においても、すぐれたシャルピー吸収エネルギーを示す⁷⁾。これは、不安定な γ_R が低温靱性にとつて有害とする従来の報告⁸⁾ とは矛盾する。そこで、本研究においては γ_R、fresh α' および焼もどし α' マトリクスが、11Ni 鋼の低温靱性にそれぞれどのような影響を及ぼすかについて詳しく調べ、検討した。

γ_R や fresh α' などの微視組織と低温靱性の関係について検討する際に、留意しなければならない条件がいく

つかある。すなわち、1) 同一組成鋼で検討すること、もしくは Ni などの合金元素の影響を考慮すること、2) 結晶粒径 (本研究では前 γ 粒径) を一定にすること、3) マトリクスの組織をできるだけ一定にすること、4) 強度とりわけ降伏強さを同水準にして比較すること、5) 焼もどし脆性などによる粒界脆化の影響が入らないようにすることなどである。本研究に用いた極低炭素 11Ni-1Mo-0.5Mn 鋼は、結晶粒が微細な場合焼もどし脆性がほとんど現れず、炭化物の析出による影響も少ない⁷⁾。したがつて、一定の前 γ 粒径の下で再加熱条件を変えて強度・組織を変化させ、シャルピー試験による遷移温度と降伏強さの関係を系統的に詳しく調べることにより、従来必ずしも明らかにされていない含 Ni フェライト系極低温用鋼の微視組織と低温靱性との関係について、新たな知見が得られることが期待される。

2. 実験方法

供試鋼の組成を Table 1 に示す。これらは、いずれも 11Ni-1Mo-0.5Mn (化学組成はすべて重量 % で表

昭和 55 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 56 年 6 月 19 日受付 (Received June 19, 1981)

* 東京大学工学部 (現: 金属材料技術研究所) (Faculty of Engineering, The University of Tokyo, Now National Research Institute for Metals, 1-2-1 Sengen Sakuramura Niihari-gun 305)

*² 東京大学工学部 (現: 日本冶金工業(株)) (Faculty of Engineering, The University of Tokyo, Now Nippon Yakin Kogyo Co., Ltd.)

*³ 東京大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, The University of Tokyo)

Table 1. Chemical compositions of steels studied in the present work in wt%.

	C	P	S	Mn	Ni	Mo	Al	N	O
Steel A	0.007	0.003	0.005	0.49	10.99	1.01	0.013	0.0015	0.005
Steel B	0.006	0.004	0.003	0.51	11.07	1.00	0.027	0.0016	0.002

す)を目標として溶解したものであり, Mo, Mn の添加量については焼もどし脆性を極力抑制するように調整してある⁹⁾. A, B 鋼ともに高純度原料を用い, 真空誘導溶解により 17 kgf 鋼塊を溶製し, 1200°C で鍛造後, 1200°C から熱間圧延によつて A 鋼は 10 mmφ の丸棒に, B 鋼は 14 mm 厚の板材にした. なお, 溶解時の脱酸は溶解重量の 0.08% の Al 添加によつて行つた. A 鋼からは平行部 4 mmφ × 20 mm の丸棒引張試験片を作製し, B 鋼からは V ノッチシャルピー試験片 (JIS 4 号試験片) を圧延方向に対して直角に切り出し, ノッチを厚さ方向に入れた. 熱処理は 900°C (1 h), 780°C (1 h) の 2 段焼入れとし, 平均前 γ 粒径を約 6 μ にした. 焼もどし脆性防止のために, 焼入れは水冷とした. 別の検討結果では 20 μ 程度の粗い前 γ 粒径にすると, 再加熱材のシャルピー試験片の破面に粒界破面が観察されたことがあつたので, ここでは安全のために上記の微細粒にした. その後, 450~625°C の温度で所定の時間再加熱後水冷したものについて, 0°C から -255°C 付近までの各温度でシャルピー試験 (容量 30 kgf-m, 一部 50 kgf-m) を行い, その遷移曲線を求めた. 同様の熱処理を施した引張試験について, 液体窒素に浸漬して -196°C で引張試験を行つた. 破断したシャルピー試験片を用いて走査電顕による破面観察, 透過電顕による微視組織観察, および, X線による γ_R の定量などを行つた. 液体ヘリウムを使用したシャルピー試験は, 吉村らの方法¹⁰⁾を参考にして行つた⁹⁾. -150~-50°C での試験は液体窒素で冷却した石油ベンゼンを, 0°C は氷水を冷却剤とした.

3. 実験結果

3.1 再加熱条件による引張特性の変化

Fig. 1, Fig. 2 にそれぞれ, 引張強さ (σ_B) と降伏強さ (σ_Y) の再加熱条件による変化を示す. σ_Y については図に示したように, 550°C 24 h 以降と 600°C 以上では降伏降下現象が現れないので, 0.2% 耐力をもつて σ_Y とした. 再加熱時間が長くなるにつれて, または再加熱温度が高くなるにつれて, 強度は一般に低下していくが, σ_B では 550°C の長時間側などで fresh α' の生成によると考えられる強度上昇がみられ, 短時間再加熱でも 600°C と 625°C では, 625°C 再加熱の方が σ_B が

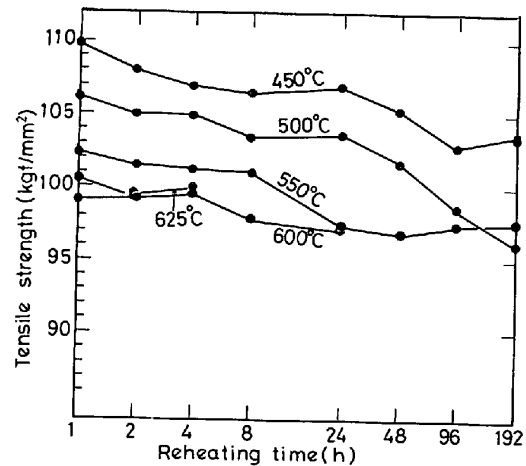


Fig. 1. Variation of tensile strength with reheating time and temperature.

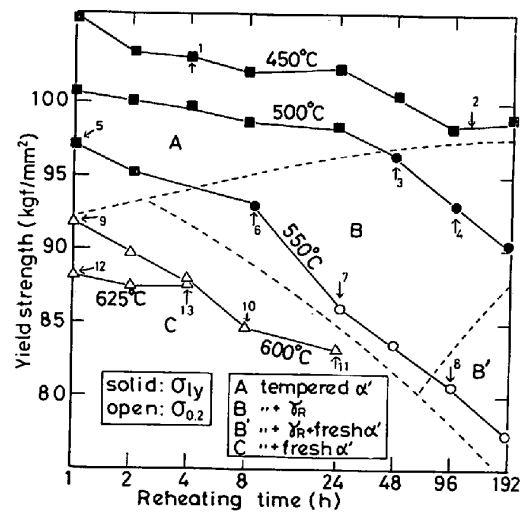


Fig. 2. Variation of yield strength with reheating time and temperature. Solid symbols show the lower yield point and open ones the 0.2 pct proof stress. In this figure the microstructure of each plot is also classified and the arrowed reheating conditions were chosen for measurements of the transition temperature.

高い. 一方, σ_Y では本研究の範囲において, そのような強度上昇は, 625°C の 4 h 再加熱で認められただけで, 550°C の 9 h 以降および 600°C 以上では, σ_B と σ_Y の変化には単純な対応関係はない.

3.2 微視組織

3.2.1 前 γ 粒径

Photo. 1 に 5% ナイタールで腐食した組織写真を示



Photo. 1. Optical micrographs of specimens : a) quenched from 900°C(1h) and b) double-quenched from 900°C(1h) and 780°C(1h).

す。Photo. 1(a) は、900°C(1h) 水冷のもので前 γ 粒径約 30 μ であるが、さらに 780°C(1h) 水冷を加えると、Photo. 1(b) のようにやや混粒の平均前 γ 粒径約 6 μ の組織となる。

3.2.2 γ_R 量の定量と微視組織の分類

再加熱時に逆変態生成する γ を冷却すると、残留して γ_R になる場合とマルテンサイト変態して fresh α' になる場合がある。そこで、 γ_R 量はステップ・スキニング法を用いて X 線ディフラクトメータによつて定量¹¹⁾し、逆変態生成 γ 量 ($\gamma_R + \text{fresh } \alpha'$) は、薄膜透過電顕写真 8 視野の point counting による面積分率から求めた。 γ_R 量は、冷却温度によつてほとんど変化しなかつたので、ここでは -196°C まで冷却した場合の値のみを示す。以上の結果をまとめて Fig. 3 に示す。この図から再加熱条件による微視組織の分類を行つた。その結果は Fig. 2 にまとめて示してある。すなわち A 領域；450°C 1~192 h, 500°C 1~24 h, 550°C 1~2 h は、焼もどし α' 单相組織、B 領域；500°C 48~192 h および 550°C 9~48 h は焼もどし $\alpha' + \gamma_R$ 組織、B' 領域；550°C 96~192 h は焼もどし $\alpha' + \gamma_R + \text{fresh } \alpha'$ 組織、C 領域；600°C 1~24 h, 625°C 1~4 h は焼もどし $\alpha' + \text{fresh } \alpha'$ 組織である。それぞれの領域の代表的な組織を Photo.

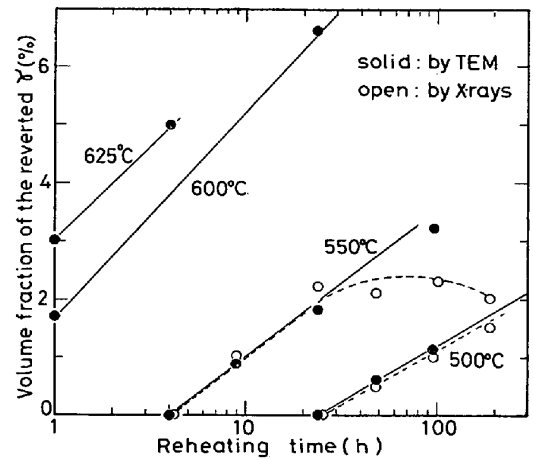


Fig. 3. Variation of the volume fraction of reverted austenite with reheating time and temperature. Solid circles show the results measured by point counting (TEM) and open ones by X-rays method.

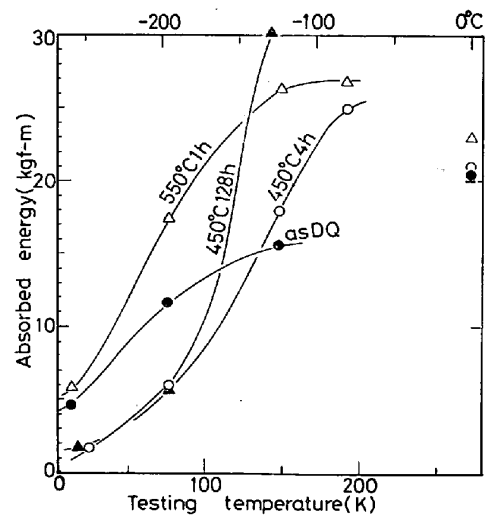


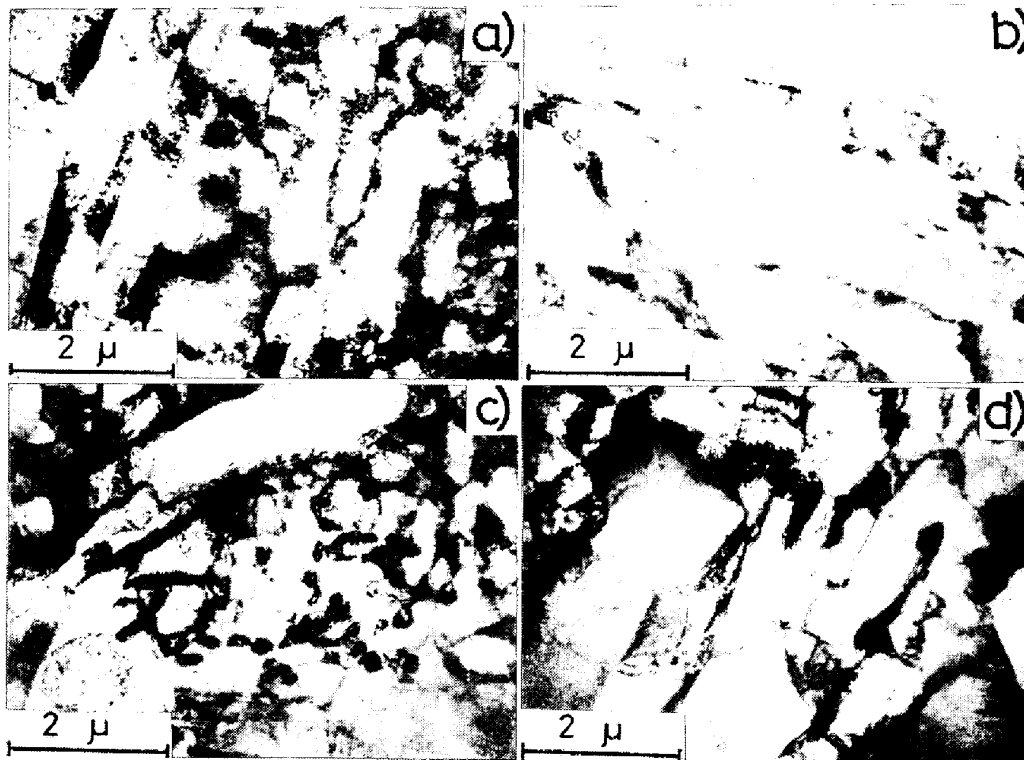
Fig. 4. Charpy absorbed energy transition curves of the specimens having tempered martensite single phase structure. The absorbed energy at 0°C was obtained with a 50 kgf-m capacity Charpy test machine, while tests at other temperatures were performed with a 30 kgf-m capacity machine (DQ; double-quenching).

2 に示す。

以上の結果から、Fig. 2 に矢印で示したように A, B (および B'), C の各領域から 3~5 の再加熱条件を選んでシャルピー遷移曲線を求めた。

3.3 シャルピー試験

Fig. 4, 5, 6 にそれぞれ、A, B(B'), C 領域のシャルピー吸収エネルギー遷移曲線を示す。ここでは、0°C の値は 50 kgf-m 容量のシャルピー試験機で求めた値である。それぞれの遷移曲線を見ると、焼もどし α' 单相 (A), γ_R を含む組織 (B および B') のエネルギー遷移



a) Tempered martensite single phase structure (450°C, 4h) b) Tempered martensite and retained austenite (500°C, 96h)
 c) Tempered and fresh martensite and retained austenite (550°C, 96h) d) Tempered and fresh martensite (625°C, 4h)
 Photo. 2. Transmission electron micrographs representing each microstructure :

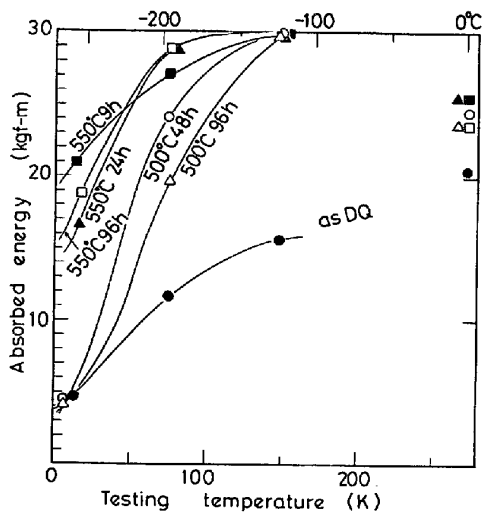


Fig. 5. Charpy absorbed energy transition curves of the specimens having microstructure containing retained austenite.

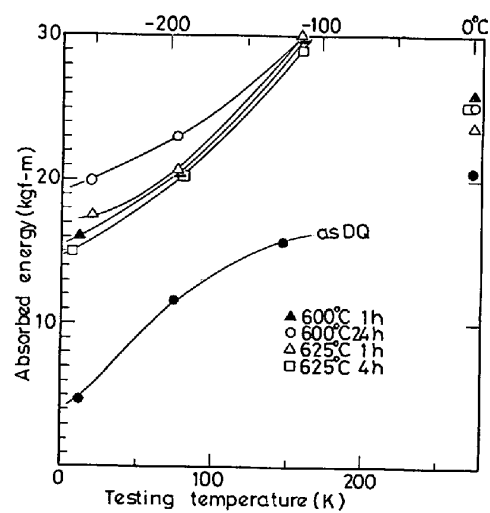


Fig. 6. Charpy absorbed energy transition curves of the specimens having duplex phase structure of tempered and fresh martensite.

は比較的急であるが、焼もどし α' +fresh α' 組織(C)では遷移がなだらかであることがわかる。

Photo. 3 に -255°C 付近で破断したシャルピー試験片の破面観察の例を示す。(a)(b)にみられるように脆性破面はすべて擬へき開であり、粒界破面は全く認められず、粒界脆化によるエネルギー遷移はないことが確かめられた。また、B領域の一部とC領域の全部では、

-255°C 付近でも破面はすべてディンプルの延性破面(Photo. 3(c)(d))であり、50% FATTを求めることはできない。そこで、遷移温度を評価する方法として、50%FATTのほかにも 0°C における吸収エネルギー(50 kgf-m 容量のシャルピー試験機による値)を上部棚エネルギーとして、その $1/2$ あるいは $1/\sqrt{2}$ の吸収エネルギーが得られる温度、またはすべての遷移曲線から

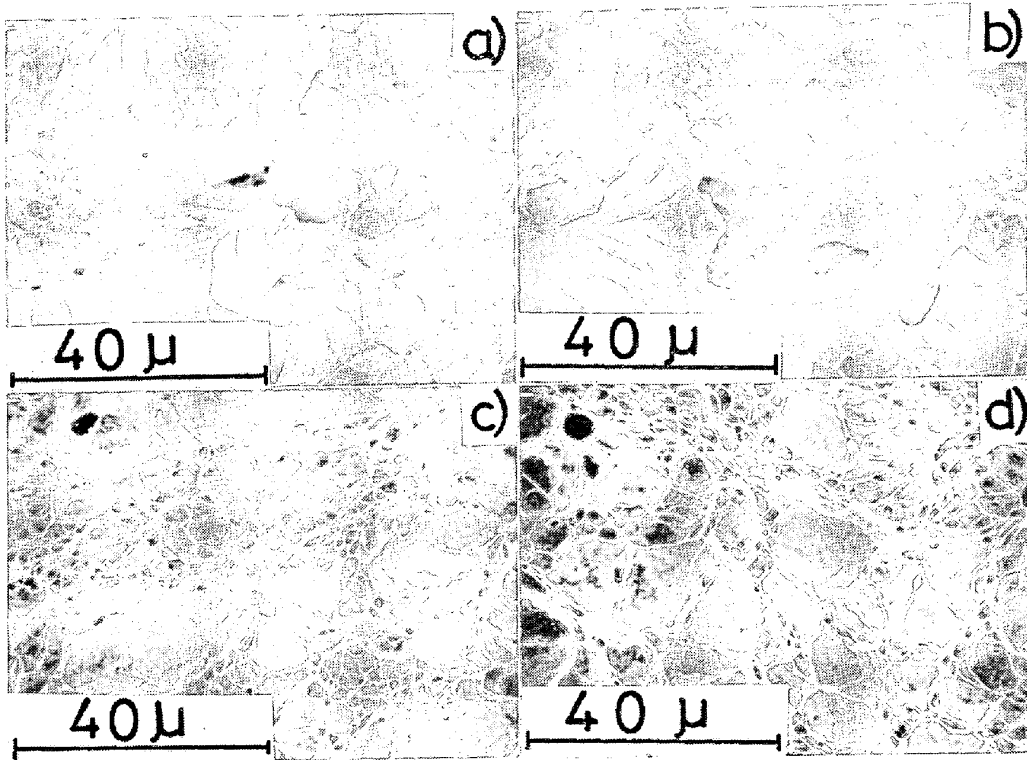


Photo. 3. Scanning electron micrographs of Charpy fractured surfaces failed at about -255°C : a) 450°C , 128h, b) 550°C , 1h, c) 550°C , 24h, d) 600°C , 4h.

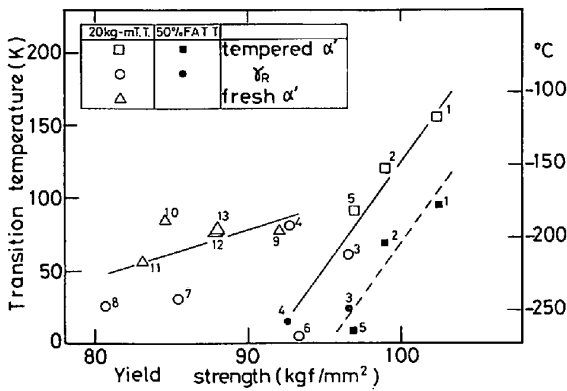


Fig. 7. Interrelation between yield strength and transition temperature; 20 kgf-m absorbed energy temperature or 50%FATT.

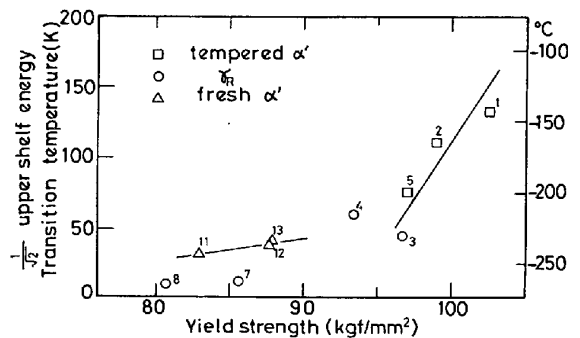


Fig. 8. Interrelation between yield strength and transition temperature, which is the temperature showing the absorbed energy equal to the upper shelf energy divided by the square root of two.

決定できる 20 kgf-m の吸収エネルギー-遷移温度などについて検討した。50%FATT, 0°C シャルピー吸収エネルギーの $1/\sqrt{2}$ 遷移温度, 20 kgf-m シャルピー吸収エネルギー-遷移温度と -196°C における σ_y との関係、A, B(B'), C の微視組織の分類にしたがって示したのが、Fig. 7, 8 である。

これらの結果はほぼ同様の傾向を示しており、微視組織で分類してみると次のようなことがわかる。すなわち焼もどし α' 単相 (A) のものは、高い遷移温度を示しているが、 σ_y の低下に伴って遷移温度は低下し、その低下度合は σ_y (-196°C) 1 kgf/mm² あたり 15~20 K

となり、 α' 組織の焼もどしの効果が顕著に現れている。なおこの σ_y 低下による遷移温度の低下の度合は、従来報告されているもの¹²⁾¹⁶⁾よりも大きな値を示している。この点については、次章の考察で詳細に述べる。

焼もどし α' +fresh α' 組織 (C) では遷移温度は比較的低位だが、 σ_y の低下による遷移温度の低下は焼もどし α' 単相組織に比較して小さい。また、焼もどし α' 単相の σ_y -遷移温度の関係と比較するとマトリクスがよく焼もどされ、 σ_y もかなり低下しているにもかかわらず、遷移温度は極めて高く、例えば σ_y 90 kgf/mm² 付近でみると 100 K 近い差がある。すなわち、本研究で

検討した 10% 以下の fresh α' は、焼もどし α' +fresh α' 組織が極低温ですぐれたシャルピー吸収エネルギーを示し、 -255°C でも 100% 延性破面を呈するという点に限れば低温靱性にとって必ずしも有害とは言えないが、同じ σ_y を有する焼もどし α' 単相組織と比較すると遷移温度がかなり高いという欠点を有することがわかった。

γ_R を含む組織 (B および B') では、結果が二分され、Fig. 7 にみられるように A 領域の結果に近いものと C 領域の結果に近いものにわかれている。この場合の再加熱条件を具体的に述べると、前者は 500°C 48 h と 550°C 9 h であり、後者は Fig. 2 の B および B' 領域に示したそれら以外の再加熱条件である。焼もどし α' 単相組織を基準とすれば、前者は同じ σ_y に対していくらか低い遷移温度を与え、後者は C 領域のものと同様にかなり高い遷移温度を与えている。この結果は、単に極低温までの冷却に対する安定性のみで γ_R の低温靱性に対する効果を議論できないことを示しており興味深い。なお、C 領域と結果が似ている場合でも、 γ_R を含む組織は同じ σ_R に対して C 領域のものより若干低い遷移温度を与えているようである。

以上の結果をまとめると、11Ni 鋼では α' マトリクスは再加熱による焼もどしによつて急激に低温靱性が改善されるが、fresh α' は微量であつても同じ σ_y レベルに対して焼もどし α' 単相組織よりも高い遷移温度を与える。また、 γ_R の効果については、たとえ極低温までの冷却に対して安定な γ_R であつても、同じ σ_y レベルで焼もどし α' 単相組織よりもいくらか遷移温度を下げ低温靱性にとって有効な場合と、かなり高い遷移温度を与えて低温靱性にとって必ずしも有効でない場合とがある。

4. 考 察

4.1 低温靱性に及ぼす残留オーステナイトの影響

4.1.1 11Ni 鋼の場合

組成、粒径、マトリクスがほぼ一定で、焼もどし脆性が現れないという条件下での γ_R が遷移温度に及ぼす影響については、降伏強さを下げることによる遷移温度への影響と γ_R 相自体による影響にわけて考える必要がある¹¹⁾¹²⁾。Fig. 9 は、焼もどしパラメータ $\lambda = T(22 + \log t)$ (T は再加熱温度, K, t は再加熱時間, h) で -196°C での σ_y を整理したもので、微視組織によつてデータを分類してある。この図中のバンドは α' マトリクスの焼もどしの程度を示しており、 γ_R あるいは fresh α' を含む場合にはマトリクスの強度の目安となる。ただし

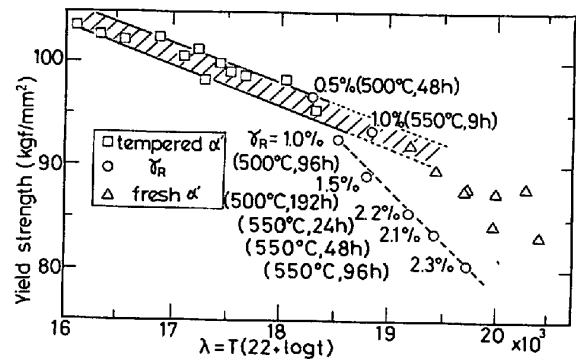


Fig. 9. Change in yield strength as a function of tempering parameter $\lambda = T(22 + \log t)$ where T is reheating temperature (K) and t is reheating time (h).

逆変態によつて γ 相が生成するとマトリクスの組成が変化するので、逆変態量の多いすなわち λ 値の大きいところでは λ 値による整理は妥当性を失うと考えられる。1% 以上の γ_R を含むと点線で示すように γ_R の増加に伴い σ_y は低下する。1% の γ_R あたり σ_y は約 10 kgf/mm² 低下するが、上述のバンドを基準としてマトリクス自体の σ_y 低下分を引くと、 γ_R による σ_y 低下は 1% あたり約 5 kgf/mm² となつている。しかし、 550°C 9 h, 500°C 48 h の結果は γ_R を含むにもかかわらずこのバンド中にあり、 γ_R 生成による σ_y 低下が認められない。この特異な 2 例が、低温靱性にとって有効な場合 (Fig. 7, 8) に一致しているのは注目される。

Fig. 10 は、20 kgf-m エネルギー遷移温度について、Fig. 9 と同様に整理したものである。 500°C 48 h, 550°C 9 h 材では、Fig. 9 より γ_R 生成による σ_y の低下がないと考えられるので、この図において A 領域の直線と比べた遷移温度の低下分 (点線の矢印の長さ) が、 γ_R 相自体による靱性向上分であると評価できる。 γ_R は 1% 以下しか含まれていないが、一応 γ_R 1% あたりの遷移温度低下を計算すると約 50 K となる。ただし 50% FATT で同様の検討を行つてみると、そのような顕著な

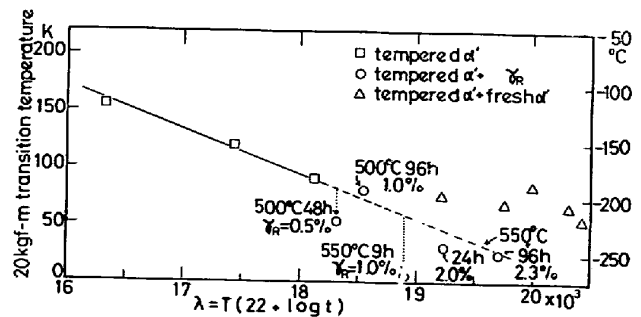


Fig. 10. Change in 20 kgf-m transition temperature as a function of tempering parameter λ .

効果は認められず、焼もどし α' 単相組織よりいくらかすぐれた低温靱性を与えていると判断される程度である。いずれにしても、500°C 48 h, 550°C 9 h 材における γ_R は強度-靱性のバランスの点で不利となることなく、焼もどし α' 単相組織よりすぐれた低温靱性を与えていることは明らかである。

それに対して、 γ_R を含む上記以外の組織では、Fig. 10 において遷移温度が A 領域の直線の延長上にあり、見かけ上 γ_R 生成による σ_y 低下が遷移温度の低下を伴っていないことがわかる。fresh α' を含むと、 σ_y の低下にもかかわらず遷移温度が上昇する傾向が認められる。

4.1.2 従来の研究との比較

含 Ni 低温用鋼のすぐれた低温靱性の説明は、従来より微視組織的には主として低炭素で Ni に富む焼もどしラス α' 組織によつており³⁾、Ni の添加はより低い遷移温度をもたらすとされている¹⁴⁾。本研究においても、すでに述べたように同様の結果がえられている。Ni の効果として、変態点低下による組織微細化がもたらす靱性向上が考えられるが、粒径および σ_y をそろえた門間らの研究²⁾によると、 α' 自体の靱性を向上させる作用も確かめられている。

ところで、本系鋼での焼もどし α' 単相組織の σ_y 低下に伴う遷移温度の低下は、1 kgf/mm² (-196°C) あたり 15~20 K であつた。11Ni 鋼における -196°C と室温の σ_y の比は、約 1.5:1 であるので¹⁵⁾、室温の 1 kgf/mm² あたりに換算すると 20~30 K の遷移温度の低下になる。J. TANAKA ら¹⁶⁾ や山田ら¹²⁾によると γ_R を含まない高張力鋼においては、室温の σ_y の低下 1 kgf/mm² あたり 2 K の 50%FATT の低下が認められている。また、山田らは γ_R を含む 2.5, 3%Ni 鋼において室温の σ_y が 1 kgf/mm² 低下すると遷移温度が約 6 K 低下し、また 1% の γ_R を含む場合 σ_y が 1 kgf/mm² 低下する結果を得ている。彼らはこれらの結果と高張力鋼の結果とを合わせて考察し、 σ_y 低下による効果を除いた γ_R 相自体による遷移温度低下について検討している。須藤¹³⁾ は同じデータに基づいてより定量的に考察し、 γ_R 1% の増加による遷移温度の低下約 5 K の内容は、2 K の降伏点効果と 3 K の γ_R 自体の効果であるとしている。しかしこれらの考察においては、 σ_y の低下に伴う遷移温度の低下度合が、Ni などの組成によらないことが前提とされており、かつ σ_y の低下をすべて γ_R 生成によるとし、マトリックスの焼もどしの効果が無視されている。 γ_R を含まない場合の遷移温度低下の σ_y 依存性については、強化機構により大きさが異なることが従来より報告されているが^{17)~19)}、本研究の結果はそ

の依存性が合金組成の違いによつても異なることを示している。 γ_R が σ_y に及ぼす効果についても、焼もどしによるマトリックス軟化分を考慮すると、11Ni 系鋼では室温において γ_R 1% あたり約 3.5 kgf/mm² 低下となり、山田らの 1 kgf/mm² と比較して大きく、鋼種によつて異なることが示唆される。

4.2 残留オーステナイトの安定性および形態の効果

γ_R が低温靱性に対して寄与するかどうかは、冷却あるいは塑性変形に対する安定性、大きさ・形状、分布状態⁵⁾²⁰⁾ によるとされている。本研究においては、深冷に対して安定である γ_R でも、遷移温度に対する影響が異なることが認められた。そこで、塑性変形に対する安定性の寄与を調べるために次のような検討を行つた。すなわち、再加熱時間 96 h 以内の焼もどし $\alpha' + \gamma_R$ 組織を有する試料について、液体ヘリウムに浸漬したものとさらに室温で圧下率 12% の冷間圧延（引張試験における最高荷重点までの塑性ひずみに相当する変形量）を施したもので、X線による (200) γ ピークと (200) α ピークの積分強度比 (γ_R 量にほぼ比例する²¹⁾) を求めた。結果を Fig. 11 に示すが、この図からすべての再加熱条件における γ_R が、塑性変形に対しては室温でもすでに不安定であることがわかる。著者らが 11Ni 系鋼における γ_R の塑性変形に対する安定性を調べた結果²¹⁾ を参考にすると、-196°C ではわずかのひずみでこれらの γ_R のほとんどが α' に変態するものと考えられる。

一方、 γ_R が塑性変形をうけても変態しない。すなわち安定であることが低温靱性にとつて必要であるという主張もある⁵⁾。たとえば、9%Ni 鋼において -196°C での 5% 塑性変形後残留する γ_R 量と -196°C での COD 値により相関があり²²⁾、5.5%Ni 鋼を脆性的に破壊させた際の破面近傍には、 γ_R が一部未変態のまま残つていること²³⁾ などが報告されている。しかし、9%Ni 鋼の延性破面近傍では γ_R はすべて α' に変態しており²⁴⁾²⁵⁾、

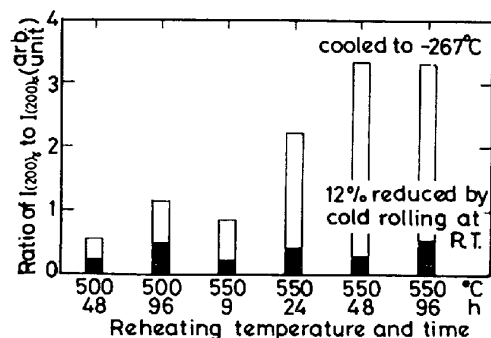


Fig. 11. Mechanical stability of the retained austenite which were stable against the sub-zero treatment at -269°C.

12%Ni 鋼において良好な靱性を示す試料中の γ_R であっても、塑性変形に対しては不安定であることが示されている⁹⁾。また、著者らが 5.5%, 9%, 11%Ni 鋼における γ_R の塑性変形に対する安定性を調べた研究においても²¹⁾²⁶⁾同様な結果が得られている。以上の結果は、 γ_R が塑性変形を受けても安定であることが、一般的に低温靱性にとって不可欠な要因にはならないことを示している。ただし、塑性変形に対する相対的安定性、すなわち、変形はしても変態しにくいことが低温靱性に大きな影響を与える可能性は残されている。事実 Fig. 11 において、 γ_R のひずみによる減少程度が再加熱条件によって異なることが認められる。すなわち、500°C 48 h, 96 h 材および 550°C 9 h 材の γ_R の減少率が、550°C 24~96 h 材に比してかなり小さい。

次に γ_R の大きさ・分布状態の効果について検討するために、500°C, 550°C 再加熱の際の微視組織変化を観察した。Photo. 4 が塩化第二鉄水溶液で腐食した 500°C 再加熱材の走査電顕写真、Photo. 5 が 550°C 再加熱材の透過電顕写真である。Photo. 5 によると、550°C 1 h (a) ではまだ γ は生成していないが、9 h (b) では γ_R が結晶粒界および α' ラス境界に観察される。9 h では γ_R は厚さ 0.1 μ 以下、長さ 2 μ 以内の極めて薄い板状を呈しており、かつ γ_R 一個一個が連結していない。

い。それに対して、24 h (c), 48 h (d) では逆変態 γ (γ_R , fresh α') は厚さが 0.2 μ 以上に成長しており、かつそれらは互いにかなり連結している。Photo. 4 の 500°C 再加熱でも 48 h 材では γ_R が結晶粒界などに互いに連結しないで生成しているが、再加熱時間が長くなるにつれて粒界の γ_R が増加し互いに連結するようになる。以上の結果を Fig. 10 と対応させると、低温靱性に効果が認められた γ_R は、微細でかつ互いに連結していない形態のものであることがわかる。

γ_R の大きさ・分布状態の効果については、他の含 Ni 低温用鋼においても報告されている。たとえば、9%Ni 鋼 (真空溶解) では -196°C に冷却しても安定な γ_R 量の増加は低温靱性を急激に低下させるが、「焼もどしのごく初期に現れる 0.1 μ 以下の γ_R の分散析出」はその限りでない⁹⁾とされている。5.5%Ni 鋼においても靱性に寄与する γ_R は、「微細 (0.1 μ 程度) でかつよく分散」したものである⁹⁾ことが指摘されている。「よく分散」の具体的内容に互いに連結していない状態を含むとすれば、これらの報告と本研究の結果は γ_R の大きさ・分布状態についてよく一致している。

以上、本系鋼において低温靱性に寄与する γ_R は、微細で互いが連結していないもので、塑性変形に対しては相対的に安定なものであることがわかった。

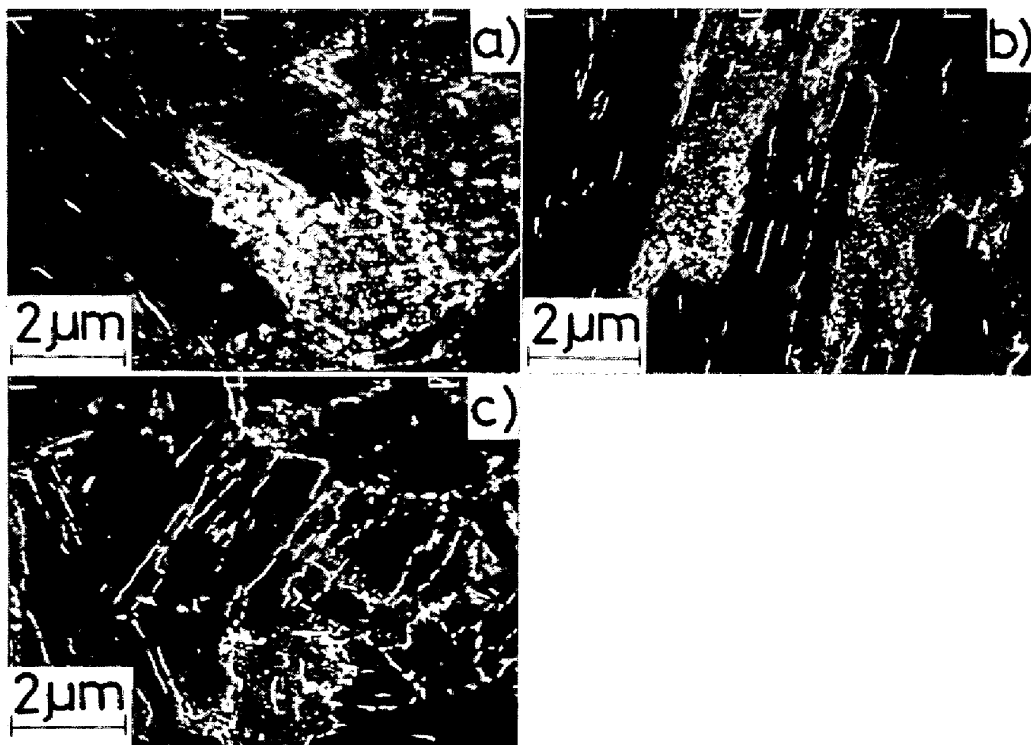


Photo. 4. Scanning electron micrographs of the specimens reheated at 500°C for a) 48h, b) 96h, and c) 192h.

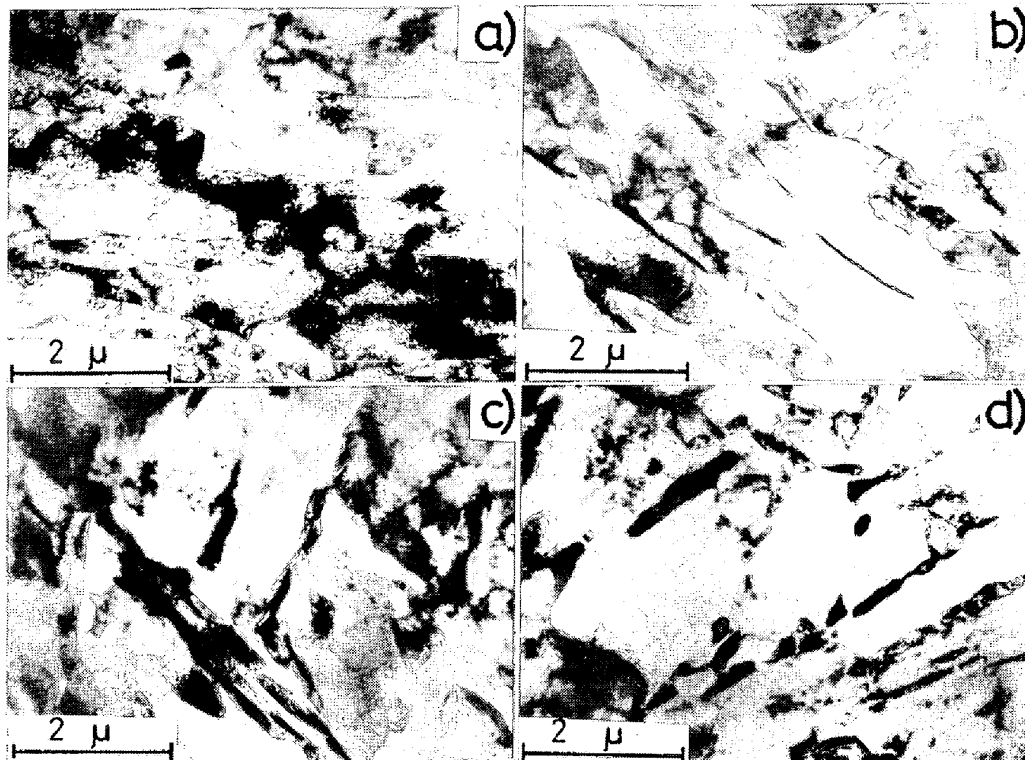


Photo. 5. Transmission electron micrographs of the specimens reheated at 550°C for a) 1h, b) 9h, c) 24h, and d) 48h).

5. 結 言

焼もどし脆性の現れない極低炭素 11Ni-1Mo-0.5Mn 鋼における σ_y とシャルピー遷移温度の関係から、微視組織が低温靱性に及ぼす影響を検討した結果、以下のことが明らかになった。

(1) この系の鋼の低温靱性の多くは、Ni に富んだ極低炭素焼もどし α' マトリックスのすぐれた靱性によつていられる。焼もどしにより室温の σ_y が 1 kgf/mm² 低下することに伴う遷移温度の低下は、25 K 前後であり、従来高張力鋼、2.5~3%Ni 鋼で報告されている値よりかなり大きい。

(2) fresh α' を微量 (10% 以下) 含んだ焼もどし α' 組織は一般に σ_y が低い値になるが、その遷移温度は同じ σ_y を有する焼もどし α' 単相組織のものに比してかなり高い。

(3) 本系鋼における γ_R は、1% 以上の場合 γ_R 1% あたり室温の σ_y を約 3.5 kgf/mm² 低下させるが、1% 以下では σ_y を低下させる効果が観察されない。また本系鋼の γ_R は極低温までの冷却に対して安定であつても、塑性変形に対しては不安定で室温での塑性変形によつても変態する。低温靱性に積極的に寄与しうる γ_R は、厚さが 0.1 μ 以下の微細なものでかつ互いに連結しないで分布しているものに限られる。互いに連結

した γ_R は、多くの場合遷移温度を上昇させる。また、前者の γ_R は後者のものに比して塑性変形に対して相対的に安定である。

最後に、本研究の遂行にあつて御便宜・御援助いただいた中川龍一郎はじめ金属材料技術研究所工業化研究部の諸氏、新日本製鉄(株)製品技術研究所堀谷貴雄氏、東京大学工学部物理工学科大山幹夫氏、金属系学科共通機器室池田清和氏および工作室の諸氏に深く感謝申し上げます。

文 献

- 1) W. JOLLEY: Trans. AIME, 242 (1968), p. 306
- 2) 門間改三, 須藤 一, 菊山紀彦: 日本金属学会会誌, 31 (1967), p. 758
- 3) 例えば S. JIN, J. W. MORRIS, Jr., and V. F. ZACKAY: Met. Trans., 6A (1975), p. 141
- 4) 例えば 邦武立郎, 大谷泰夫: 住友金属, 20 (1968), p. 135
- 5) 矢野清之助, 桜井 浩, 三村 宏, 脇田信雄, 小沢 勉, 青木宏一: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 752
- 6) S. K. HWANG, S. JIN, and J. W. MORRIS, Jr.: Met. Trans., 6A (1975), p. 2015
- 7) 長井 寿, 柴田浩司, 藤田利夫: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 1896
- 8) 大岡耕之, 三村 宏, 矢野清之助, 杉野和男, 樋泉 武: 日本金属学会会誌, 30 (1966), p. 442
- 9) 長井 寿, 柴田浩司, 藤田利夫: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 2162
- 10) 吉村博文, 清水高治, 矢田 浩, 北島一徳: 同

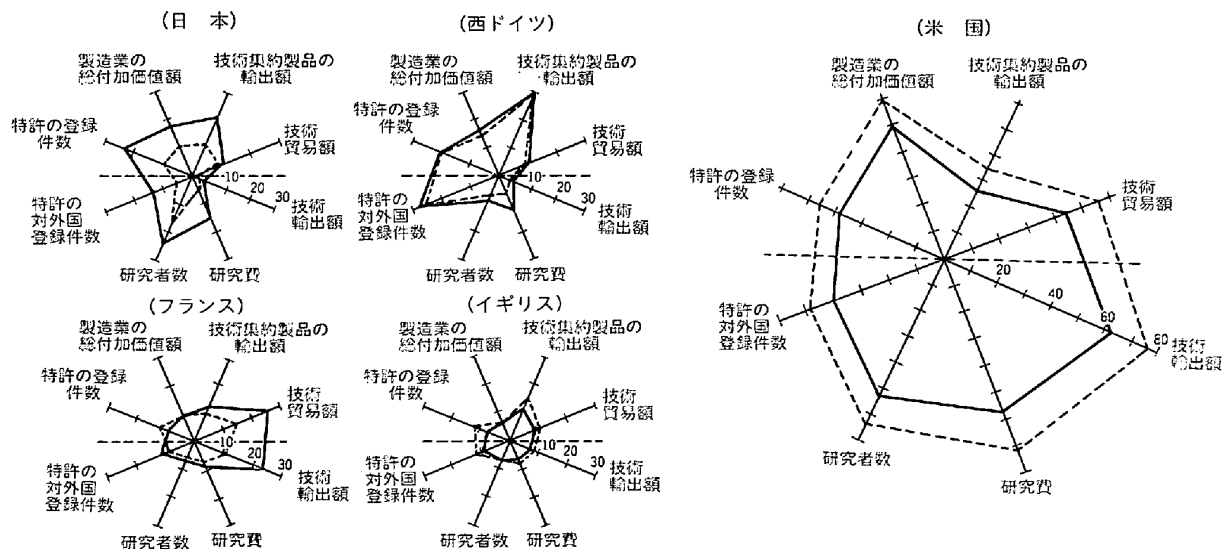
- 上, 65 (1979), p. 681
- 11) 円山 弘: 熱処理, 17 (1977), p. 198
 - 12) 山田 真, 新倉正和, 田中淳一, 市之瀬弘之: 鉄と鋼, 61 (1975), A41
 - 13) 須藤 一: 日本金属学会会報, 14 (1975), p. 681
 - 14) 例えば G. R. BROPY and A. J. MILLER: Trans. ASM, 41 (1949), p. 1185
 - 15) 荒木 透, 佐川竜平, 柴田浩司, 長井 寿: 鉄と鋼, 60 (1974), S623
 - 16) J. TANAKA, S. TANI, and C. OUCHI: Trans. ISIJ, 15 (1975), p. 19
 - 17) T. HESLOP and N. J. PETCH: Phil. Mag., 3 (1958), p. 1128
 - 18) L. MEYER, H. BUHLER, and F. HEISTERKAMP: Thyssen Forschung, 3(1971), p. 8
 - 19) 大森靖也: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 126
 - 20) 柴田浩司, 長井 寿, 藤田利夫, 姫野 誠, 村上雅人: 日本金属学会講演大会概要集 (1979・10) S6・4
 - 21) 長井 寿, 柴田浩司, 藤田利夫, 氏家義太郎: 鉄と鋼, 67 (1981), S520
 - 22) 高野俊夫, 山田 真, 田中淳一: 同上, 65 (1979), S875
 - 23) H. HAGA: Trans. ISIJ, 13 (1973), p. 141
 - 24) C. K. SYN, B. FULTZ, and J. W. MORRIS, Jr.: Met. Trans., 9A (1978), p. 1635
 - 25) K. J. KIM and L. H. SCHWARTZ: Met. Sci. Eng., 33 (1978), p. 5
 - 26) 村上雅人, 長井 寿, 柴田浩司, 藤田利夫: 鉄と鋼, 66 (1980), S1065

統 計

主要国における科学技術の総合力を示す各種指標

図の上半分の大きさは現在各国が保有している技術力の大きさ, 下半分の大きさは同じく技術開発力の大きさの傾向を示している. 日本, 西ドイツ及びフラン

スが着実に力をつけて来ていることが明らかである. しかし, 日本及び西ドイツは技術力ではかなり米国に追いついてきたものの, 技術開発力ではまだ大差がある. 日本及び西ドイツは図の左側が, フランスは右側が大きく, 米国とイギリスはバランスがとれている.



注) 1. ……部: 1960年代後半, —部1970年代後半
 2. 数字は各指標の5カ国合計を100とした時の各国の指数を表す.
 3. 米国およびフランスの研究費および研究者数は人文・社会学を含む.

(科学技術庁編: 昭和 56 年版科学技術白書 p. 8, 図 1-1-5)